

VŠB – Technická univerzita Ostrava
Fakulta strojní
Katedra mechanické technologie

Měření teplotních cyklů svarových spojů oceli P92

Measurement of Thermal Cycles of P92 Welded Joints

Student: Bc. Lukáš Havelka


Vedoucí diplomové práce: Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

Ostrava 2012

Místopřísežné prohlášení studenta

Prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci včetně příloh vypracoval samostatně pod vedením vedoucího diplomové práce a uvedl jsem všechny použité podklady a literaturu.

V Ostravě: 14. 5. 2012


podpis studenta

Zadání diplomové práce

Student: **Bc. Lukáš Havelka**
Studijní program: N2301 Strojní inženýrství
Studijní obor: 2303T002 Strojírenská technologie
Specializace: 20 Strojírenská technologie
Téma: **Měření teplotních cyklů svarových spojů oceli P92**
Measurement of Thermal Cycles of P92 Welded Joints

Zásady pro vypracování:

1. Zpracujte studii, týkající se modifikovaných chromových žáropevných ocelí se zaměřením na ocel P92 a její svařování
2. Zpracujte studii, týkající se teplotních cyklů svařování a tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje
3. Navrhněte experiment vedoucí ke stanovení teplotních cyklů
4. Proveďte naměření teplotních cyklů pro svarové spoje na oceli P92
5. Proveďte srovnání naměřených cyklů s dostupnými literárními zdroji
6. Navrhněte parametry pro modelovaná pásma TOO svarových spojů oceli P92
7. Vyhodnoťte dosažené výsledky a vyslovte závěry

Seznam doporučené odborné literatury:

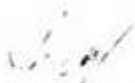
- SONDEL, M. Studium vlastností modelovaných pásem TOO svarových spojů oceli P91. *Disertační práce*, VŠB – TU Ostrava, 2005. 101s.
- KUČERA, J. *Teorie svařování*. Skripta VŠB. Ostrava: VŠB – TUO, 1991, 408 s.
- Kolektiv autorů. *Materiály a jejich svařitelnost*. Skripta pro výuku svářečských inženýrů a technologů. Ostrava: ZEROSS, 2001. 292 s. ISBN 80-85771-85-3
- Kolektiv autorů. *Technologie svařování a zařízení*. Skripta pro výuku svářečských inženýrů a technologů. Ostrava: ZEROSS, 2001. 395 s. ISBN 80-85771-81-0
- KOUKAL, J., ZMYDLENÝ, T. *Svařování I*. skripta VŠB – TUO. Ostrava: VŠB – TUO, 2005. 133 s. ISBN 80-248-0870-6
- VODÁREK, V. *Fyzikální metalurgie modifikovaných (9-12)% Cr ocelí*, monografie VŠB – TUO, Ostrava: VŠ – TUO, 2003. 163 s. ISBN 80-248-0329-1
- Kolektiv autorů. *Přídavné materiály pro stavbu elektráren*. Praha: Böhler Uddeholm CZ s.r.o., 2007. 18 s.
- Odborné články z konferencí METAL, CREEP, COST, LIEGE Conference, aj.

Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

Vedoucí diplomové práce: **Ing. Petr Mohyla, Ph.D.**

Datum zadání: 16.12.2011

Datum odevzdání: 21.05.2012



prof. Ing. Jiří Hrubý, CSc.
vedoucí katedry



prof. Ing. Radim Farana, CSc.
děkan fakulty

Prohlašuji, že:

- jsem byl seznámen s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. – autorský zákon, zejména § 35 – užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního a § 60 – školní dílo;
- беру на ве́домі, že Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§ 35 odst. 3);
- souhlasím s tím, že diplomová práce bude v elektronické podobě uložena v Ústřední knihovně VŠB-TUO k prezenčnímu nahlédnutí a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce;
- souhlasím s tím, že údaje o kvalifikační práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO;
- bylo sjednáno, že s VŠB-TUO v případě zájmu z její i mé strany uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu § 12 odst. 4 autorského zákona;
- bylo sjednáno, že užít své dílo – diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB-TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB-TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- беру на ве́домі, že odevzdáním své práce souhlasím se zveřejněním své práce podle zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů, bez ohledu na výsledek její obhajoby.

V Ostravě: 14. 5. 2012

Jméno a příjmení autora práce: Lukáš Havelka



Adresa trvalého pobytu autora práce: Jánošíkova 9, Křelov

ANOTACE DIPLOMOVÉ PRÁCE

HAVELKA, L. *Měření teplotních cyklů svarových spojů oceli P92: Diplomová práce*. Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, Katedra mechanické technologie, 2012, 86 str. Vedoucí práce: Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

Diplomová práce je zaměřena na měření teplotních cyklů svarových spojů oceli P92. Důležitou částí diplomové práce je popis mikrostruktury oceli P92, fází vznikajících při jejím tepelném zpracování a charakteristika přísadových prvků zlepšujících její vlastnosti. V práci je popsána odolnost oceli proti korozi a její svařitelnost. V závěru práce byly vysvětleny jednotlivé mechanismy tečení a podány informace o teplotních cyklech.

V experimentální části bylo provedeno měření teplotních cyklů při svařování metodou ručního obloukového svařování obalovanou elektrodou a metodou TIG. V závěru experimentální části byly navrženy parametry pro simulaci jednotlivých pásem TOO.

ANNOTATION OF MASTER THESIS

HAVELKA, L. *Measurement of Thermal Cycles of P92 Welded Joints: Master Thesis*. Ostrava: VŠB – Technical University of Ostrava, Faculty of Mechanical Engineering, Department of Mechanical Technology, 2012, 86 p. Thesis head: Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

My master thesis deals with thermal cycles measurement of P92 welded joints. An important part of the my master thesis is a description of P92 steel microstructure, phases emerging by heat treatment and characteristic of additive elements, which make the properties of steel better. Further in my master thesis I described the steel corrosion resistance and the weldability. In the last chapter of the theoretical part I wrote about the creep mechanism and I gave the information about the thermal cycles of P92.

In the experimental part of my master thesis the determination of the thermal cycles made by manual metal arc welding and TIG welding was made. In the last chapter of the experimental part the parametres used for the simulation of various zones TOO were suggested.

Obsah

Úvod	11
1 Vývoj Cr ocelí	12
1.1 Mikrostruktura ocelí s 9-12% Cr.....	15
1.1.1 Mikrostruktura oceli P92 po austenitizaci	16
1.1.2 Mikrostruktura oceli P92 po žihání	17
1.2 Fáze v žárovevných ocelích	18
1.3 Přísadové prvky v žárovevných ocelích.....	22
1.4 Odolnost proti oxidaci.....	25
1.4.1 Odolnost proti oxidaci na vzduchu	26
1.4.2 Odolnost proti oxidaci v páře	28
1.5 Využití žárovevných ocelí v elektrárnách.....	29
2 Tečení materiálu za zvýšených teplot (creep)	32
2.1 Mechanismy creepu	34
2.1.1 Dislokační creep	34
2.1.2 Difuzní creep	35
2.2 Deformační mapy.....	36
2.3 Creepový lom ocelí	37
3 Svařitelnost žárovevných martenzitických ocelí	39
4 Teplotní cykly, tepelně ovlivněná oblast svarového spoje	42
4.1 Teplotní cyklus svařování	42
4.2 Dvojměrné kvazistacionární teplotní pole	43
4.3 Trojměrné kvazistacionární teplotní pole	44
4.4 Tepelně ovlivněná oblast svarového spoje.....	45
5 Experimentální část	48
5.1 Měření teplotních cyklů	60

5.2	Metalografie vybraných vzorků	67
6	Srovnání naměřených hodnot s dostupnými zdroji	74
7	Závěr	76
	Seznam pramenů a literatury	78
	Seznam obrázků	83
	Seznam tabulek	86

Seznam značek, symbolů a zkratek

Symbol (značka, zkratka)	Jednotka	Název
a	$[cm^{-2}.s]$	teplotní vodivost materiálu
COST	-	Co-operation in Science and Technology
EBSP analýza	-	analýza pomocí difrakce zpětně odražených elektronů
HAZ	-	tepelně ovlivněná zóna
HZ	-	hranice ztavení
I	[A]	elektrický proud
ODS	-	oxidicky disperzně zpevněné feritické oceli
P_s	[W]	efektivní výkon zdroje
R	[cm]	kartézské souřadnice bodu A
SEM	-	skenovací elektronová mikroskopie
T	[°C]	zvýšení teploty bodu A nad teplotu počáteční T_0
TEM	-	transmisní elektronová mikroskopie
Tmax	[°C]	maximální naměřená teplota cyklu
TOO	-	tepelně ovlivněná oblast
Tp	-	teplota přehřátí
U	[V]	elektrické napětí
v_s	$[cm.s^{-1}]$	rychlost pohybu zdroje ve směru osy +x
x,y,z	[cm]	kartézské souřadnice bodu A
$\Delta t_{8/5}$	[s]	doba chladnutí v intervalu 800 °C - 500 °C
Φ	[°]	úhel náklonu precipitátu
η	[-]	účinnost přenosu tepla
λ	$[W.cm^{-1}.K^{-1}]$	střední tepelná vodivost materiálu v intervalu $T - T_0$
σ	[MPa]	aplikované napětí

Úvod

Oceli odolné proti tečení (žáropevné oceli) jsou v technické praxi využívány již po mnoho let. V souladu s technickým pokrokem a výrazným rozvojem technických zařízení jsou na vyráběné součásti kladeny v oblasti materiálů stále přísnější požadavky. Při konstrukci součástí musíme brát v úvahu ekonomickou stránku výrobku (náklady), užité vlastnosti (schopnost plnit určené funkce), bezpečnostní hlediska a fyzikální vlastnosti výrobku. Zvyšování výkonu zařízení a zvýšené nároky na jeho součásti je spojeno s nutností použití nových progresivních typů materiálů, jejichž vývoj a ověřování v současné době probíhá. K těmto materiálům řadíme mimo jiné i zmíněné žáropevné oceli.

Z progresivních ocelí P91, P92, E911 a VM12 se budu podrobněji zabývat ocelí P92. Cílem předložené diplomové práce je analýza teplotních cyklů této žáropevné oceli. Práce je rozčleněna na část teoretickou a praktickou (experiment).

V teoretické části práce bude pojednáno o vývoji Cr ocelí, následně se práce již zaměří na mikrostrukturu a vznikající fáze sledované oceli P92 při jejím tepelném zpracování. Součástí bude také poukázání na praktické využití oceli P92 např. v klasické a jaderné energetice.

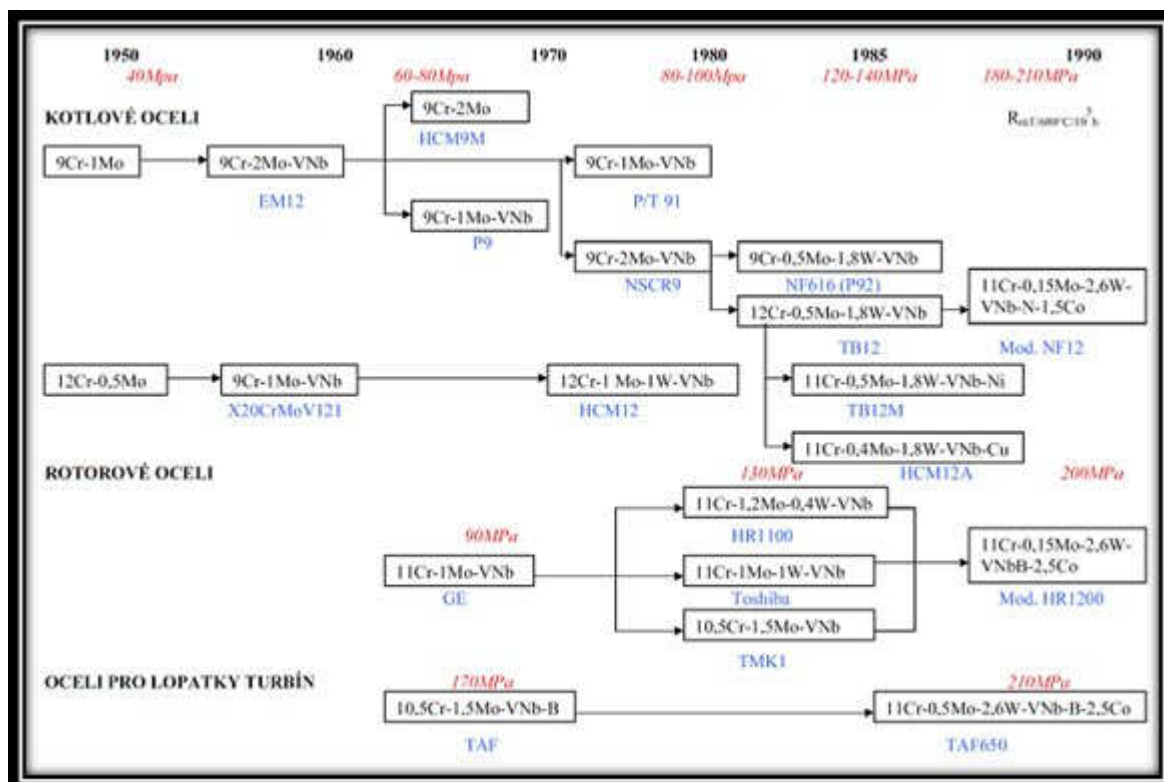
V praktické části budou provedena měření teplotních cyklů na připravených vzorcích. V první fázi budou svařeny 2 pokusné desky z oceli P92 metodou ručního obloukového svařování obalovanou elektrodou a metodou TIG. Poté se odebere z každé desky výřez a na těchto vzorcích bude proveden výbrus s následným naleptáním pro určení tepelně ovlivněné oblasti svaru. Výstupem experimentu bude graf teplotních cyklů oceli P92 a analýza chování této oceli při svařování různými metodami.

Navržené vhodné parametry teplotních cyklů se využijí pro následné modelování pásem TOO svarového spoje. Výsledky diplomové práce poslouží pro simulaci teplotních cyklů jednotlivých oblastí tepelně ovlivněné zóny. Tato diplomová práce je tedy první fází rozsáhlého experimentálního programu.

1 Vývoj Cr ocelí

Výzkum Cr ocelí započal v letech 1920 - 1930. Dosud užívané uhlíkové oceli přestávaly dostačovat požadavkům na žárovevnost materiálu. V tomto období se využívala ocel 15Mo3, hlavním legujícím prvkem byl nikl. Později ji nahradily chrommolybdenové oceli (např. oceli 13CrMo4-4 a 10CrMo9-10). U nízkoalegovaných ocelí se přidával jako legura vanad, který měl příznivý vliv na žárovevnost oceli. V Anglii se vyráběla ocel, u které bylo dosaženo výrazného zlepšení creepové odolnosti díky precipitačnímu zpevnění částicemi karbidu vanadu V_4C_3 . Tato ocel byla označována jako 14MoV6-3. [1]

Žáropevná ocel, z níž se při dalším vývoji nových materiálů vycházelo, je např. ocel 9Cr-1Mo-V. Jde o modifikovanou slitinu podobnou klasické feritické oceli 9Cr-1Mo. Od ní se liší modifikací (přidavkem prvků vanadu, niobu, dusíku) a snížením obsahu uhlíku. Ocel 9Cr-1Mo-V je mnohem odolnější proti únavě za zvýšených teplot než austenitické nerezavějící oceli, jelikož má menší koeficient přestupu tepla (nejméně o 30 %) a větší tepelnou vodivost. Slitina má extrémně dobré mechanické vlastnosti při zvýšené teplotě. V mikrostruktuře můžeme najít stabilní submikroskopické částice $M_{23}C_6$ bohaté na vanad, které zabezpečují vysokou pevnost za zvýšených teplot a odolnost proti tečení. [2]



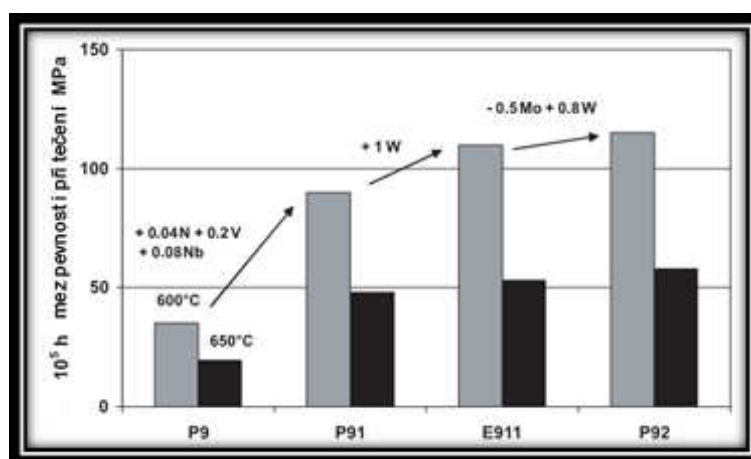
Obr. 1: Vývoj ocelí [7]

Protože nízkolegované feritické oceli v 60. letech nevyhovují svými vlastnostmi tehdejším požadavkům, začínají se vyvíjet 9-12% Cr oceli. Jednou z prvních je ocel X20CrMoV11-1, která zlepšuje vlastnosti dříve používané oceli 10CrMo9-10 – např. mez pevnosti při tečení za teploty páry 540 °C a expozici 10^5 hodin narůstá z 67 MPa na 147 MPa. Využití vysokolegovaných materiálů bylo s ohledem na tehdejší nízkou cenu energie a vysokou nákladovost výroby nerentabilní. [1]

V 70. letech 20. století se 9% Cr oceli dostaly do popředí zájmu. Tyto oceli se používaly především pro rychle se rozšiřující výstavbu nukleárních reaktorů. Na základě znalosti oceli Fe9Cr1Mo používané v 50. letech 20. století u elektráren byla v Oak Ridge National Laboratory vyvinuta ocel označená dle ASTM jako P91. Přidáním 0,2% V, 0,06 Nb a 0,05 N bylo dosaženo markantního zvýšení meze pevnosti při tečení. [3]

V Japonsku vznikla v 90. letech ocel P23, v Německu P24. Obě tyto oceli mají přídavek vanadu a boru, přičemž P23 je dolegována wolframem, P24 titanem. Odolnost obou ocelí proti tečení je výrazně vyšší než u 10CrMo9-10, dosahuje úrovně 9-12 % Cr ocelí, přičemž jejich cena je vlivem úspory legur nižší. Oceli s 9-12 % Cr jsou kromě požadavku na vyšší mez pevnosti tečení značně limitovány svou odolností proti vysokoteplotní korozi. [1]

V Japonsku proběhl ve firmě Nippon Steel výzkumný program, jehož výsledkem bylo vytvoření oceli NF616, dnes známé pod označením P92. Oproti P91 je přidáno 1,8 % W a obsah Mo je zredukován z 1 % na 0,5 %. Následně dochází k dalšímu zvyšování meze pevnosti při tečení, přídavkem 1,8 % W a redukcí množství Mo z 1 % na 0,5 %. V Evropské COST (Co-operation in Science and Technology) je vyvinuta podobná ocel s 9 % Cr, označená jako E911. Tato ocel, obsahující 1 % Mo a 1 % W, poskytuje podobnou pevnost při tečení jako P92. [3]



Obr. 2: Vývoj 9% Cr ocelí [3]

Hlavním rozdílem ocelí P92, P91 a E911 je obsah wolframu - s jeho rostoucím obsahem se zvyšuje utváření Lavesovy fáze $\text{Fe}_2(\text{Mo}, \text{W})$. [3]

V současnosti je vyvíjena 12% Cr ocel se zlepšenou odolností proti vysokoteplotní korozi, která se označuje jako VM12. Počítá se, že do budoucna se budou používat ke konstrukci tepelně namáhaných součástí niklové slitiny (např. Alloy 617, Alloy 740 a Alloy 263). [1]

V současné době je jednou z hlavních oblastí výzkumu snaha pomocí nového složení a technických postupů vyvinout nové feritické a martenzitické oceli pro provozní teploty 650 °C a vyšší. Jedna z 15% Cr feritických ocelí o základním složení Fe-0,1C-15Cr-1Mo-3W-0,2V-0,05Nb-0,07N-0,003B byla dolegována přísadkou 3% W a 3% Co. Kombinace 6% W a 3% Co v této oceli vytváří výborné pevnostní podmínky z důvodu vznikajících (neidentifikovaných) precipitátů. [4]

Další nedávno popsanou ocelí byla nízkouhlíková ocel (0,002%) 9Cr-3W-3Co-VNb s 0,05% N. Vylepšení pevnosti při tečení je připisováno MX karbonitridům v nanorozměrech nacházejících se podél původních austenitických hranic zrn a laťkových hranic. Jednou z experimentálně zkoumaných ocelí je i martenzitická ocel neobsahující uhlík. Slitina Fe-11,0Ni-5,0Cr-10,0Mo-0,2Ti-0,12Al-0,005B má vynikající vlastnosti při 700 °C. [4]

Oxidicky disperzně zpevněné feritické oceli (ODS) jsou další alternativou s potenciálem posunutí pracovních teplot k 650 °C a k teplotám vyšším. Pro svou schopnost odolat vysokým teplotám byly zahrnuty do materiálů pro IV. generaci reaktorů. Nedávno studovanými ocelmi byly Fe-13Cr-1.5Mo-2.9Ti-1.8Ti₂O₃ a Fe-13Cr-1.5Mo-2.2Ti-0.9Ti₂O₃-0.5Y₂O₃, u kterých bylo zlepšení pevnosti za vysokých teplot dosaženo disperzí částic jemného titania a yttria a χ – fáze (70 % Fe, 15 % Cr, 7% Ti a 6 % Mo), která se formující na hranici zrn. [4]

V posledních 10 letech probíhal výzkumný program ODS ocelí hlavně ve Francii a Japonsku, převážně v návaznosti na konstrukci pláště rychlých reaktorů. Fúzními reaktory se zabývá program, který nedávno započal v Japonsku, Evropě a USA. Primárním objektem těchto programů bylo řešení problematiky „bambusové struktury zrn a výrazné deformační textury“, která zvyšovala anisotropické mechanické vlastnosti, konkrétně šlo o snížení dvouosou mez pevnosti při tečení. [4]

Centrální výzkumný institut Electric Power Industry v Japonsku a Kobe Steel Ltd. představily 12Cr-8Mo a 12Cr-8Mo-0,1Y₂O₃. Tyto oceli, vytvořené práškovou metalurgií,

měly 2-3 krát větší odolnost proti tečení, než konvenční X20CrMoWNiV-12-1 (HT9) ocel. V další fázi byly provedeny 2 pokusy, které měly za cíl nahradit práškovou metalurgii výroby disperzně zpevněných ocelí konvenční technologií výroby. U prvního pokusu se dosáhlo dobré odolnosti proti tečení při 650-700 °C a výrazného zlepšení tepelných vlastností disperzním zpevněním. Ocel označená jako A-21 o složení Fe-9,5Cr-3Co-1Ni-0,6Mo-0,3Ti-0,07C je zpevněna jemnou disperzí malých karbidů titanu. Druhý experiment spočíval v přidavku karbidu WTiC přímo do roztavené oceli a to přimícháním karbidu do železa ve formě FeWTiC přímo do tavby. [4]

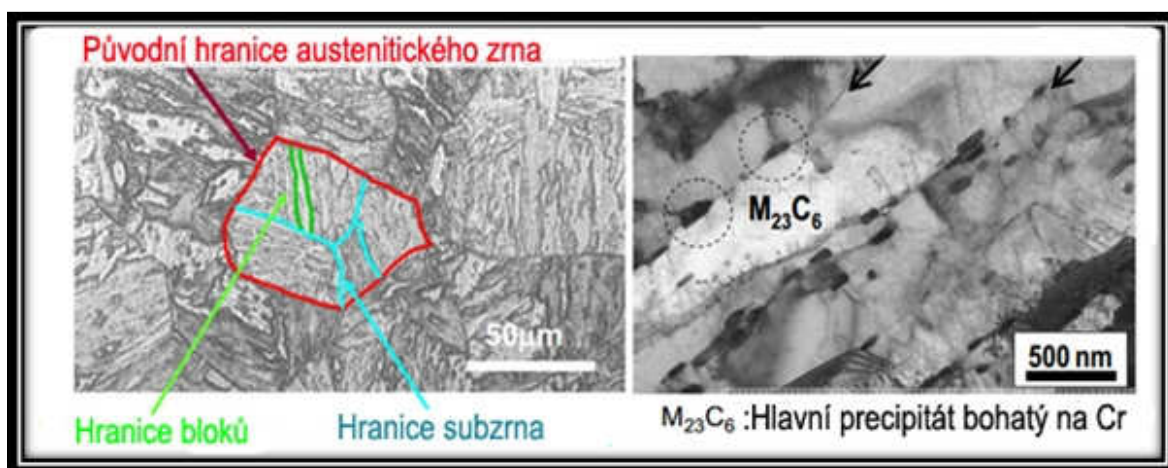
Precipitačně zpevněná ocel podobná A-21 obsahuje nitridy a karbonitridy vanadu. V tomto případě byla ocel Fe-12Cr-0,5Ni-2Mn-10Co-1,5Mo-0,7V-0,06Nb-0,03Ta-0,04Ti-0,15N-0,03C austenitizována při 1180 °C po dobu 1 hodiny a následně vystárnutá při 700°C po dobu 120 h, potom byla zchlazená na pokojovou teplotu a nakonec žíhána při 700°C po dobu 4 h. Úkolem bylo dosáhnout vysoké hustoty jemných precipitátů. [4]

Z progresivních ocelí P91, P92, E911 a VM12 bude v této práci podrobněji popsána ocel P92.

1.1 Mikrostruktura ocelí s 9-12% Cr

Žíhaná martenzitická struktura 9-12% Cr ocelí se skládá z latěk, bloků a subzrn, vyloučených na předchozích austenitických zrnech. Tyto latě, bloky a subzrna obsahují vysokou hustotu dislokací jemných precipitátů $M_{23}C_6$, vyskytujících se převážně podél hranic zrn a MX karbonitridů, které se nacházejí podél hranic a v matici. Existuje velmi důležitý rozdíl při creepovém deformačním chování různých tříd materiálů (např. tuhých roztoků, částicemi vytvrditelných slitin atd.). Tento rozdíl je patrný z odlišné křivky tečení a rychlosti tečení v závislosti na konkrétním mechanismu. [5]

Základními mechanismy zpevňování ocelí odolných proti tečení jsou zpevnění tuhého roztoku, precipitační nebo disperzní zpevnění, dislokační zpevnění, popřípadě zpevňování zrn a subzrn. Latky a hranice bloků v žíhané martenzitické struktuře mohou být považovány za subhranice. Precipitační nebo disperzní zpevňování je nepřímo úměrné střední mezioatomové vzdálenosti, zatímco subhraniční zpevňování je nepřímo úměrné střední šířce subzrn. Blum a jeho spolupracovníci navrhli sdružený model (model s měkkými a tvrdými oblastmi), který vysvětluje vliv struktury subzrn na kinetiku deformace výzkumných a průmyslových materiálů. Dle modelu vnitřní napětí vytváří během deformace takové místní napětí, které je v oblastech s tvrdým subzrnem větší a v oblastech s měkkým subzrnem menší než aplikované napětí. [5]

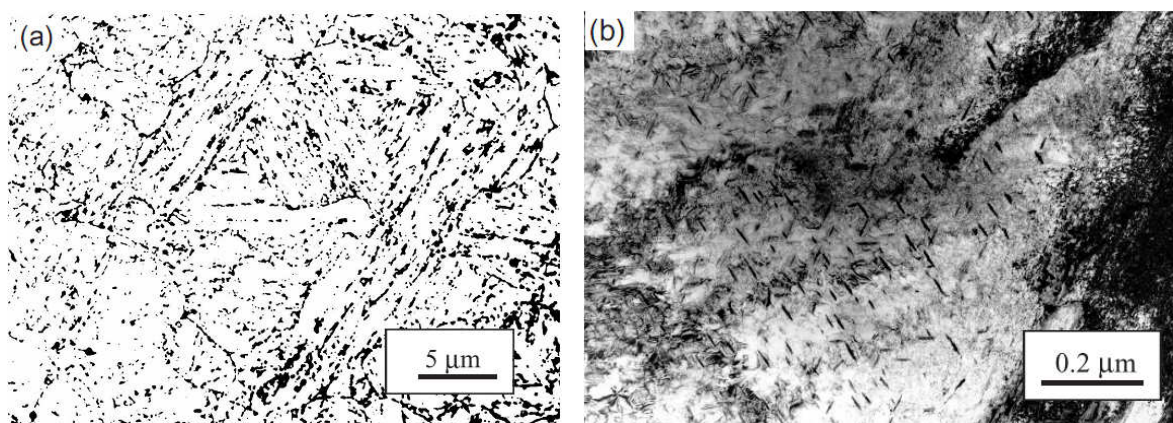


Obr. 3: Hranice latěk, bloků a subzrn [6]

9%-12% Cr oceli jsou oceli tepelně upravované, dochází ke vzniku martensitické mikrostruktury. Vzniklá struktura je žháná pro zlepšení kujnosti a houževnatosti za nízkých teplot. Tepelná úprava se skládá z austenitizace při teplotách kolem 1100 °C, následované žháním okolo teplot 750 °C. [3]

1.1.1 Mikrostruktura oceli P92 po austenitizaci

Z důvodu vysokého obsahu chromu je ochlazení na vzduchu dostatečné pro vznik martenzitické transformace po austenitizaci.



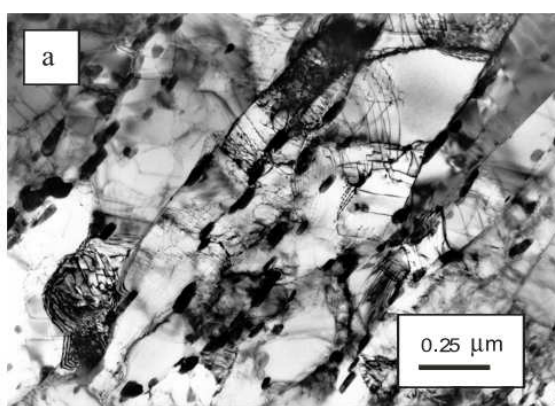
(a) snímek martenzitického zrna s malým množstvím zbytkového austenitu

(b) snímek vytvořený TEM ukazuje jehličkám podobné částice Fe obohacené M_3C částicemi bez martensitických latěk

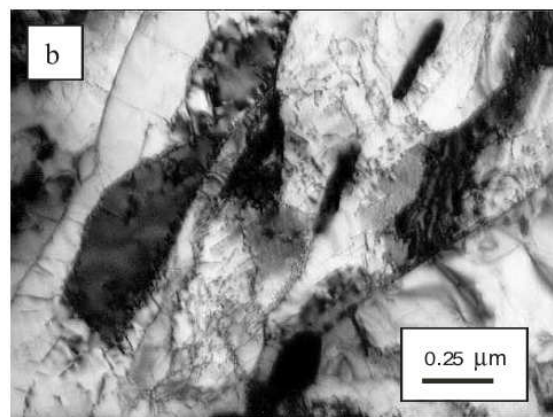
Obr. 4: Mikrostruktura oceli P92 po austenitizaci při 970 °C po dobu 2 hodin [3]

Ocel má po austenitizaci martensitickou strukturu s vysokou hustotou dislokací a malým množstvím zbytkového austenitu na hranicích zrn. Uvnitř velkých martenzitických latěk utváří jehličkové částice M_3C bohaté na Fe Widmanstättenovu strukturu. Během austenitizaci při 970 °C nedojde k rozpuštění všech částic $M_{23}C_6$ – k úplnému rozpuštění karbidu tohoto typu dochází až při austenitizaci za teplot 1070 °C a vyšších. Ve struktuře se nacházejí také precipitáty prvků Nb(C, N), které po austenitizaci omezují růst austenitických zrn. Velikost částic potom dokazuje, že nedošlo k úplnému rozložení během procesu austenitizace. [3]

Rozdílná austenitická teplota má tedy vliv na mikrostrukturu – hlavní rozdíl v mikrostruktuře je rostoucí velikost latěk (např. u 970 °C je to 0,38 nm, u 1070 °C se jedná o 0,42 nm a u 1145 °C je velikost zrn 0,58 nm) a rostoucí velikost původních austenitických zrn (např. u 970 °C je to 10 μm , u 1070 °C je to 20 μm a u 1145 °C je to 60 μm). [3]



(a) austenitizace po dobu 2 h při teplotě 970 °C

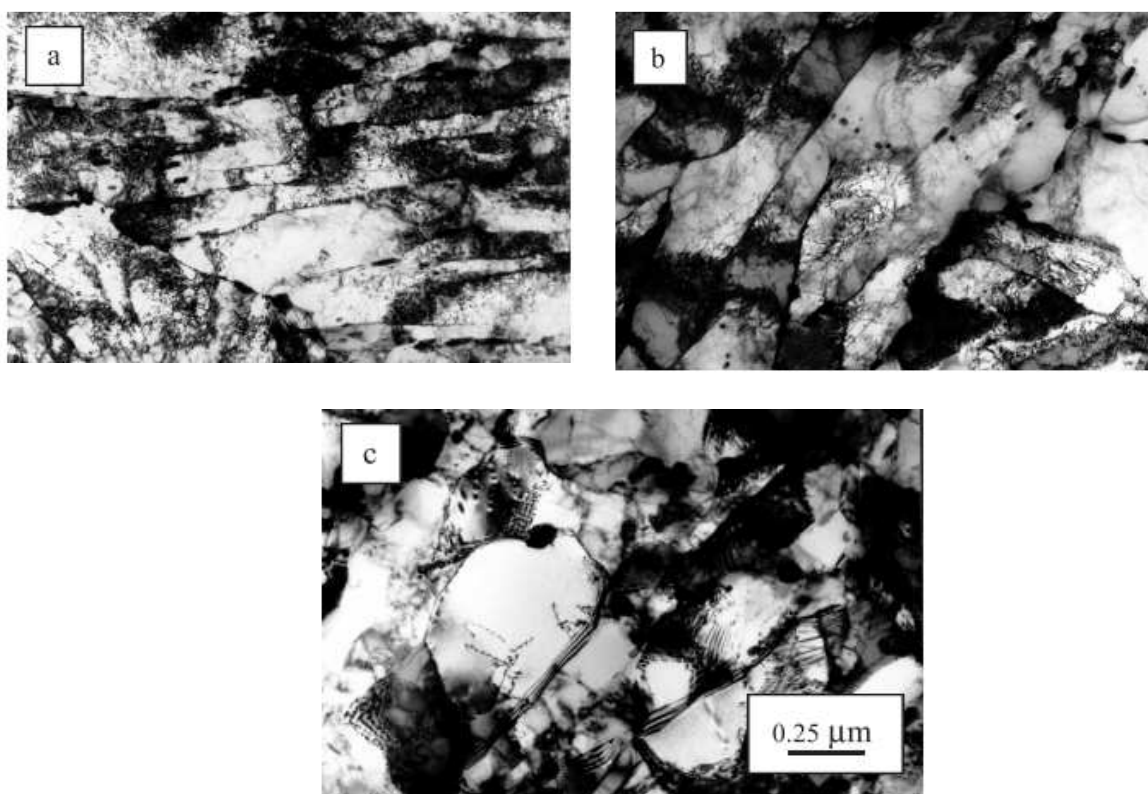


(b) austenitizace po dobu 2 h teplotě 1145 °C a následné žihání po dobu 2 h při 775 °C. Snímek zachycuje růst martenzitických latí při vyšší austenitické teplotě.

Obr. 5: Snímek TEM oceli P92 při austenitizaci [3]

1.1.2 Mikrostruktura oceli P92 po žihání

Během žihání dochází k dvěma hlavním procesům. Při prvním, zotavujícím, dochází k redukci vysoké hustoty dislokací po austenitizaci a k formování subzrn a dislokačních sítí. Tyto procesy jsou urychlovány vyššími teplotami, proto při žihání při 715 °C má struktura nepatrně větší hustotu dislokací než při žihání při 775 °C. Žihání při 835 °C způsobuje strmou redukci hustoty dislokací (okolo 75 %). [3]



Snímek metodou TEM oceli P92 austenitizované při teplotě 1070 °C po dobu 2 h a následně žíhané po 2 h při: (a) 715 °C, (b) 775 °C, (c) 835 °C

Obr. 6: Snímek oceli P92 při austenitizaci a následném žíhání [3]

Druhý proces, precipitace karbidů, nitridů a karbonitridů, nastává během žíhání. M_3C se po austenitizaci rozkládá na méně stabilní karbidy nebo nitridy chromu, molybdenu, niobu a vanadu. [3]

$M_{23}C_6$ je precipitovaný na původních austenitických hranicích zrn nebo subzrn a uvnitř martenzitických latěk. Precipitáty, které jsou důležité pro mechanické vlastnosti P92, jsou jemné $M(C, N)$: sférické karbonitridy bohaté na Nb a deskovité nitridy bohaté na vanad. I malé množství těchto precipitátů má velký význam pro mechanické vlastnosti oceli této oceli. [3]

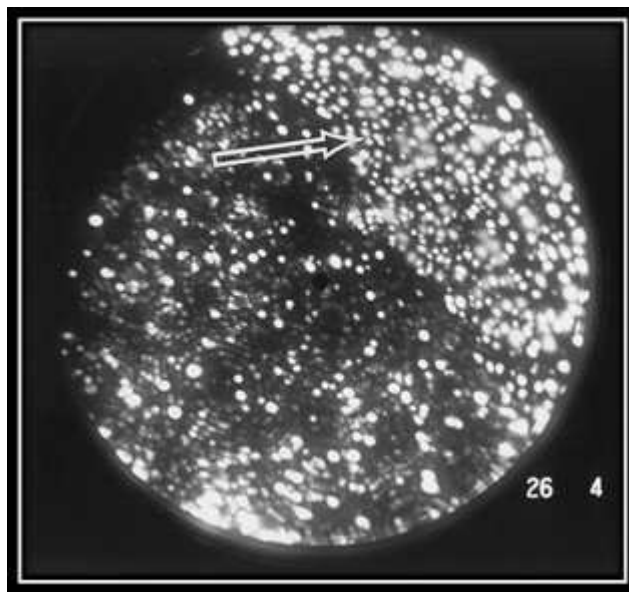
1.2 Fáze v žárovevných ocelích

Kromě popuštěného martenzitu obsahuje struktura žárovevných ocelí také určitý podíl minoritních fází. Některé z nich jsou prospěšné (zpevňují ocel a brání růstu zrn, čímž zvyšují žárovevnost ocelí), jiné však mohou být nežádoucí – např. Z-fáze nebo Lavesova fáze. [7]

Karbidy $M_{23}C_6$

Na chrom bohatý stabilní karbid $M_{23}C_6$ je základním typem karbidu v moderních žárovevných ocelích. Silný stabilizující účinek na karbidy $M_{23}C_6$ má bór, negativní vliv na rozměrovou stabilitu karbidů $M_{23}C_6$ má nikl (urychluje difúzní pochody). Po provedení měření atomovou sondou dle [8] se precipitáty $M_{23}C_6$ skládají z chromu a relativně velkého množství železa, wolframu a molybdenu. Během stárnutí klesá koncentrace železa a roste koncentrace chromu. Měď se v této fázi nenachází. Bór je v oceli P92 rozmístěn rovnoměrně uvnitř karbidu. [7] [8]

Při vystavení pracovním teplotám dochází k růstu $M_{23}C_6$ precipitátů (např. střední průměr těchto částic se v oceli P92 zvětší z 90 na 150 μm při vystavení oceli teplotě 600 °C po dobu 17 000 hodin). Protože tyto precipitáty jsou převážně na hranicích austenitických zrn a subzrn (původně na hranicích martenzitických látek), nemusí hrubnutí zrna vést k prudkému poklesu meze pevnosti při tečení. Spíše než vytváření překážek dislokacím při jejich šplhání a skluzu, je hlavní funkcí těchto částic stabilizace hranic subzrn. Rychlost hrubnutí se zvyšuje při působení zatížení. [9]



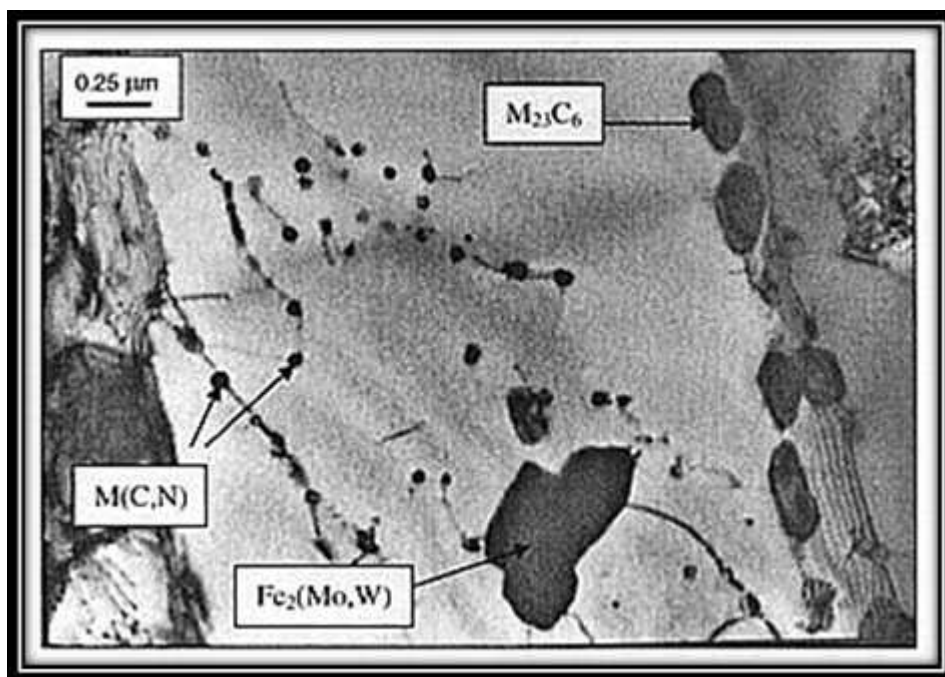
Obr. 7: Snímek karbidu $M_{23}C_6$ v oceli P92 elektronovým mikroskopem [8]

Lavesova fáze

Lavesova fáze Fe_2Mo (nebo Fe_2W) je ve struktuře dle většiny názorů nežádoucí, ochuzuje totiž svou precipitací tuhý roztok o molybden a wolfram a výrazně snižuje substituční zpevnění. Vlivem rychlého hrubnutí nepřispívá k precipitačnímu zpevnění. Velikost částic Lavesovy fáze je v různých ocelích odlišná. [7]

Ocel P91 a P92 má odlišnou stabilitu částic – u P92 je Lavesova fáze více odolná proti hrubnutí než karbidy $M_{23}C_6$ v oceli P91 a vytváří významné precipitační zpevnění. Vlivem různé stability dochází i k odlišné creepové pevnosti oceli. Precipitační zpevnění P92 spolu s vyšší stabilitou karbidů $M_{23}C_6$ je důvodem vyšší creepové pevnosti, než má ocel P91. Ztráta wolframu z tuhého roztoku přispívá u oceli P92 ke zvýšení stability karbidů $M_{23}C_6$ proti hrubnutí. Odlišné chování Lavesovy fáze je způsobeno nižší teplotou rozpouštění molybdenové Lavesovy fáze oproti wolframové Lavesově fázi. Při teplotě blízké teplotě rozpouštění je nukleace obtížná (nukleuje pouze malé množství částic) a vzniklé částice jsou hrubé. V případě, že je teplota dostatečně pod teplotou rozpouštění, vytváří wolfram jemné stabilní částice Lavesovy fáze, významně přispívající k disperznímu zpevnění a nepřímo ke stabilitě karbidů $M_{23}C_6$ ochuzením tuhého roztoku o Mo a W. [7]

Přítomnost Mo a W v modifikovaných 9% Cr ocelích, vystavených pracovním teplotám, vede k utváření Lavesovy fáze $Fe_2(Mo,W)$. Fáze je obvykle spojena s precipitáty $M_{23}C_6$ na hranici subzrn, na nichž může vlivem další stabilizace subzrn docházet ke zpevňování. Se zvětšováním velikosti Lavesovy fáze dochází k odstranění W a Mo z tuhého roztoku, což může vést ke snížení meze pevnosti při tečení. Meze pevnosti při tečení je dosahováno wolframem, tedy při vytvoření Lavesovy fáze je efekt zpevňování oslaben [9]

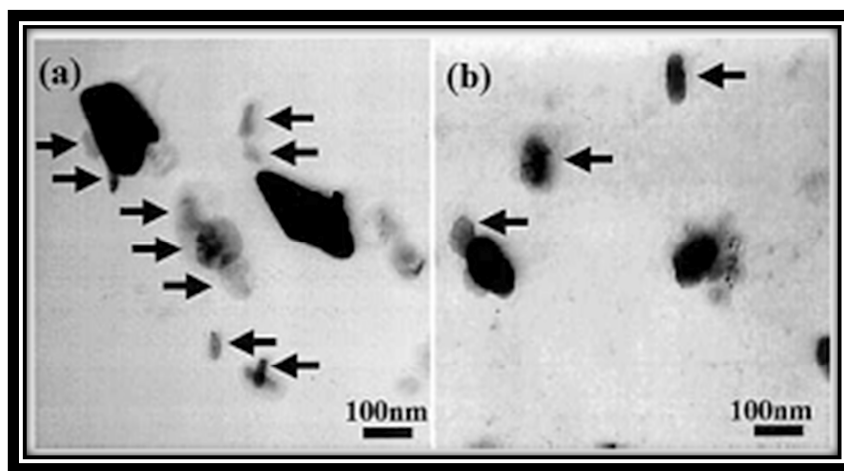


Obr. 8: Snímek oceli P92 metodou TEM, austenitizované 2 h při 1070 °C, žíhané 2h při 775 °C a stárnuté 6500 h při 650 °C, ukazující precipitaci Lavesovy fáze $Fe_2(Mo,W)$ [9]

Karbonitridy MX

Karbonitridy MX, jako např. Nb(C, N) nebo V(N, C), precipitující jako drobné, hustě rozmístěné částice, mají podstatný podíl na creepovou pevnost. Mohou precipitovat v průběhu creepu, nebo jsou přítomny po tepelném zpracování. U ocelí s 9-12% Cr jsou MX precipitáty extrémně stabilní vůči hrubnutí a tvoří základ pro dlouhodobou strukturní stabilitu. Podíl MX fáze je závislý na obsahu dusíku v tuhém roztoku. Z důvodu nepřesností v chemickém složení může docházet k růstu nežádoucích fází na úkor MX karbonitridů a k fázovým změnám, jako je vznik Z-fáze. Hlavním problémem ocelí obsahujících niob a více jak 10 % Cr je rozpouštění stabilních MX karbonitridů při precipitaci komplexního nitridu Z-fáze. [7] [10]

Jak je vidět na obr. 9, karbonitridy MX, skládající se z V, Nb, N a C, mají menší kontrast. To je způsobeno jejich menší velikostí, než mají částice $M_{23}C_6$ a Lavesova fáze. Dále je z tohoto obrázku patrné, že velikost MX karbonitridů po stárnutí při vysokých teplotách (973 K) je větší, než při stárnutí při teplotách nižších (923 K), což značí významnější hrubnutí při teplotách vyšších. Lze také říci, že velikost MX karbonitridů roste během stárnutí. [11]



Obr. 9: MX karbonitridy zkoumané metodou TEM [11]

a) při 923 K a 110 MPa ; b) 973K a 60 MPa

Z literatury [11] vyplývá, že v creepové části vzorku ($t=1761$ h) jsou částice hrubší, než v hlavové části vzorku, téměř při stejném čase ($t=1994$ h), a dokonce i při delším čase stárnutí ($t=5713$ h). Z toho je možné usoudit, že deformace při creepu urychluje hrubnutí MX karbonitridů. Při 1023 K je obvykle střední poloměr MX částic v creepové části vzorku větší než v hlavové části vzorku. To znamená, že napětí nebo deformace může ovlivnit hrubnutí MX karbonitridů. Při 923 K nemá napětí nebo deformace takový efekt na hrubnutí MX karbonitridů jako při teplotě 1023 K. [11]

Cr(V,Nb)N fáze (Z fáze)

Vývoj ocelí směřuje ke zvyšování obsahu Cr ke zlepšení odolnosti proti oxidaci. Abychom obdrželi po žíhání plně martenzitickou mikrostrukturu, musí být zvýšený obsah Cr následován zvýšením prvků stabilizujících austenit (Cu, Ni a Co). Při delším vystavení oceli se zvýšeným obsahem Cr teplotám 600 a 650 °C dochází k utváření nitridové fáze CrNbN. Formováním fáze, známé jako Z-fáze, dochází k rozkladu jemných nitridů a karbonitridů Nb a V podstatných pro odolnost proti tečení. [9]

U austenitických ocelí legovaných niobem je nitridická Z-fáze ve formě CrNbN prospěšná, precipituje v nich totiž ve formě velmi jemných částic. Ovšem v martenzitických ocelích s 9-12% Cr s legurami V a Nb vzniká tzv. modifikovaná Z-fáze Cr(V, Nb)N. Obsah prvků Z-fáze a karbonitridů MX je stejný, z tohoto důvodu nastává při precipitaci rozpouštění prospěšných částic MX (1 částice Z-fáze rozpustí 1000 prospěšných MX částic). Obsah Cr výrazně urychluje precipitaci Z-fáze (v ocelích s 11-12% Cr se MX fáze rozpustí při teplotě 650 °C za několik tisíc hodin). Precipitaci Z-fáze lze pouze zpomalit tak, aby nesnižovala creepovou pevnost po dobu životnosti energetického zařízení, zcela zastavit ji ovšem nelze. U 9-12% Cr ocelí představuje Z-fáze významný problém, přispívá totiž významně k degradaci těchto ocelí v důsledku zhoršení jejich dlouhodobé strukturní stability. [7]

Delta-ferit

Určitý podíl δ -feritu vzniká ve struktuře žárovevných ocelí při nedostatečné kompenzaci účinku feritotvorných prvků prvky autenitickými. Tento δ -ferit, neschopný martenzitické transformace po ochlazení, zůstává ve struktuře i po tepelném zpracování. Dochází pak k tomu, že následkem velkého koncentračního skoku na rozhraní δ -feritu a martenzitu se urychluje difuze a rychleji se rozpouští a hrubnou precipitáty. Průběh creepové deformace v δ -feritu a v martenzitu je odlišný. [7]

1.3 Přísadové prvky v žárovevných ocelích

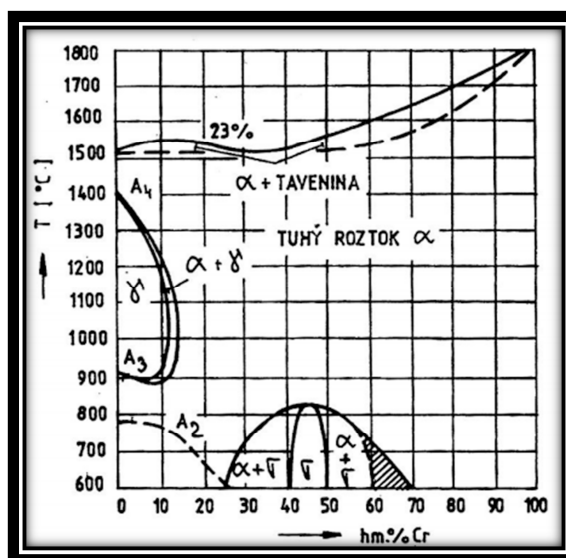
Chrom

Je to feritotvorný prvek, rozšiřující oblast stability feritu zvyšováním teploty A_3 a snižováním teploty A_4 , čímž zužuje oblast stability austenitu. Chrom je dobře rozpustný ve feritu, protože oba dva krystalizují v kubické prostorově centrované mřížce. Optimální obsah Cr z hlediska pevnosti při tečení a korozní odolnosti je 9-12%. Vyšší množství Cr

vede ke křehkosti a nemá již vliv na pevnost při tečení. Podstatný vliv na žáropevnost mají na Cr bohaté karbidy $M_{23}C_6$. [12] [13]

Jak je patrné z rovnovážného diagramu železo-chrom, do obsahu $\sim 13 \text{ hm.}\%$ Cr dochází k přeměně $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$. V navazující uzavřené oblasti je pouze ferit, který je bez přeměn. U obsahu $\sim 45 \text{ hm.}\%$ chromu vzniká intermetalická tvrdá a křehká fáze δ . Tato v ocelích nežádoucí fáze je stabilní do teploty 820°C a vyvolává křehnutí slitin železo-chrom. Protože je chrom prvek karbidotvorný, jeho část se váže na karbidy a část zůstává v tuhém roztoku a zpevňuje ferit. [13]

Chrom se v ocelích vyskytuje velmi často, protože jeho přídavek má celou řadu prospěšných vlivů. Zvyšuje mechanické vlastnosti, především pevnost a tvrdost, přitom zachovává vyhovující houževnatost. Zvyšuje prokalitelnost oceli a odolnost proti korozi a oxidaci při vysokých teplotách. Také vytváří tvrdé a vůči opotřebení odolné karbidy nebo karbidy stabilní za vysokých teplot. [13]



Obr. 10: Rovnovážný diagram železo-chrom [14]

Uhlík, dusík

Uhlík i dusík ovlivňují úroveň žárovevnosti. V moderních ocelích se pohybuje obsah uhlíku v rozmezí (0,08 – 0,20) hm.%, přičemž oceli s nižšími hodnotami C se používají většinou na výrobu komponent kotlů. U nových žárovevných feritických ocelí, používaných v energetice, je obsah uhlíku v rozmezí (0,05 – 0,15)%. Tento obsah zajišťuje požadovanou pevnost při tečení a dobrou svařitelnost. Obsah dusíku se pohybuje v rozmezí (0,04 – 0,08) hm.%. Pokud matrice obsahuje přísadu bóru, snažíme se o minimalizaci tvorby nitridů bóru a ocel má obvykle obsah dusíku jen 0,02 hm.%. [12]

Molybden a wolfram

Tyto prvky jsou v ocelích významné, zvyšují úroveň pevnosti tuhého roztoku, čímž zvyšují teplotu rekrystalizace, stabilitu matrice při dlouhém vystavení zvýšené teplotě. Množství je omezeno rozpustností prvků v kovové matici, při jeho překročení dochází k precipitaci molybdenem nebo wolframem bohatých částic Lavesovy fáze, příp. M_6X fáze. [12] [13]

Bór

U nízkolegovaných ocelí se bór podílí na zvyšování meze tečení. V modifikovaných (9-12)% Cr ocelích bór v malém množství pozitivně ovlivňuje žárovevné vlastnosti a odolnost vůči zkřehnutí. Použitím doporučeného množství bóru (do ~ 100 ppm) také dosahujeme dobré úrovně houževnatosti, tvařitelnosti a svařitelnosti ocelí. Je to prvek, který stabilizuje v mikrostruktuře laťky martenzitu během creepu, pomocí karbidů $M_{23}C_6$ obohacených bórem. Hromadí se na hranicích austenitických zrn a zvětšuje prokalitelnost, za nižších teplot transformuje austenit na bainit. Další užitečnou vlastností bóru je zvýšení stability precipitátů a snížení jejich rychlosti hrubnutí. V oceli P92 s obsahem 0,05 hm.% dusíku je při normalizačních teplotách 1050 °C až 1100 °C rozpuštěno 2,4 až 1,1 ppm bóru. [12] [13]

Nikl, mangan

V nových ocelích se snažíme o co nejnižší obsah niklu - jde totiž o prvek austenitotvorný a grafitotvorný, omezující tvorbu feritu. Nikl působí negativně na stabilitu precipitátů a podstatně snižuje teplotu A_1 a transformační teploty. U modifikovaných (9-12)% Cr ocelí zvyšuje tažnost, avšak snižuje dlouhodobou pevnost při tečení (R_{mT}), a žárovevnost. [12] [13]

Mangan je v oceli další z nežádoucích prvků, protože snižuje transformační teploty a negativně ovlivňuje chemickou heterogenitu ocelí. Má větší atomový poloměr než železo. Jeho působením dochází ke zpevnění tuhého roztoku změnou jeho mřížkového parametru. Výhodnou vlastností je příznivý vliv manganu na prokalitelnost oceli. Mangan v ocelích se sírou tvoří sulfidy typu MnS. Jeho obsah ve pohybuje do 0,50 hm.%. [12] [13]

Kobalt, měď

Kobalt a měď patří mezi austenitotvorné prvky, vliv těchto prvků na stabilitu precipitátů při dlouhodobé exploataci za zvýšené teploty ovšem není znám. Kobalt zvyšuje teplotu M_s , jeho nevýhodou je však poměrně velká cena. [13]

Hliník

Hliník tvoří s dusíkem nitridy, při zahřátí na vysokou teplotu mají velkou rozpustnost v austenitu a tím velmi negativně působí na žárovečnost ocelí (zvláště u ocelí, obsahujících dusík). Hliník není prvek karbidotvorný, uzavírá oblast austenitu a zjemňuje zrna. U (9-12)% ocelí má být obsah hliníku co nejmenší. [13]

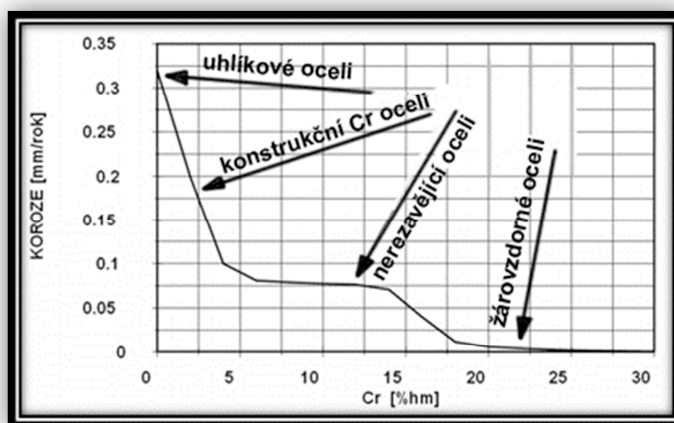
Niob

Je prvkem tvořícím velmi stabilní karbidy. Niob uzavírá oblast austenitu, pokud je na sebe vázán s dusíkem ve formě dostatečně jemných a početných nitridů, tvoří jemnozrnou strukturu oceli. Niob vytváří jemné precipitáty typu MX, podílející se na precipitačním zpevnění a působících proti růstu austenitického zrna při zušlechťování. Obsah tohoto prvku se pohybuje v rozmezí 0,03 – 0,15%, při obsazích vyšších klesá pevnost při tečení a roste cena. [12]

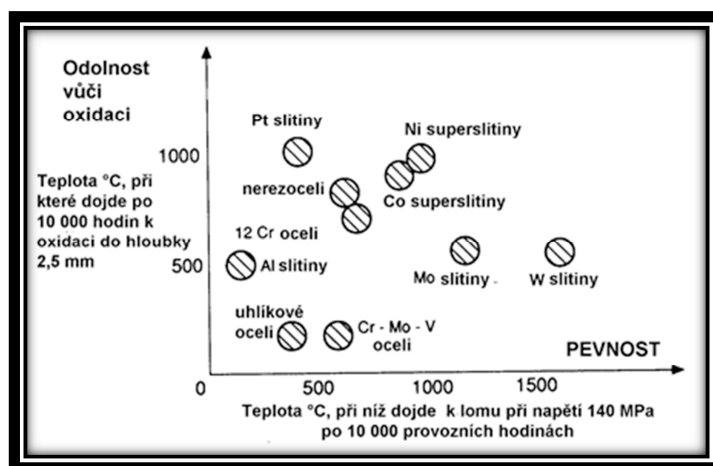
1.4 Odolnost proti oxidaci

Všechny žárovečné oceli podléhají téměř bez výjimky pouze selektivní oxidaci a tvoří ochranné oxidické vrstvy. Aby k tomu došlo, musí být splněny 2 podmínky. V oceli musí být dostatečně vysoká koncentrace selektivně oxidovaných elementů v matici a rychlost difuze těchto elementů musí být dostatečně vysoká, aby zajistila doplnění matrice pod tvořící se oxidickou vrstvou. Vrstva pak poskytuje dlouhodobou ochranu oceli. Při vývoji modifikovaných 9Cr1Mo ocelí je kladen důraz na zlepšení meze pevnosti při tečení. [3]

Na obr. 11 je porovnání korozních vlastností jednotlivých typů ocelí, obr. 12 porovnává odolnost jednotlivých ocelí proti oxidaci.



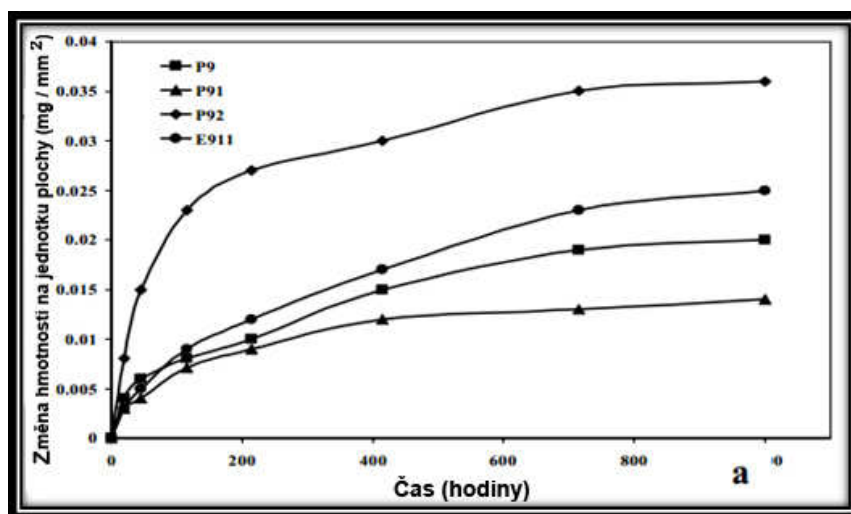
Obr. 11: Korozní vlastnosti ocelí [15]



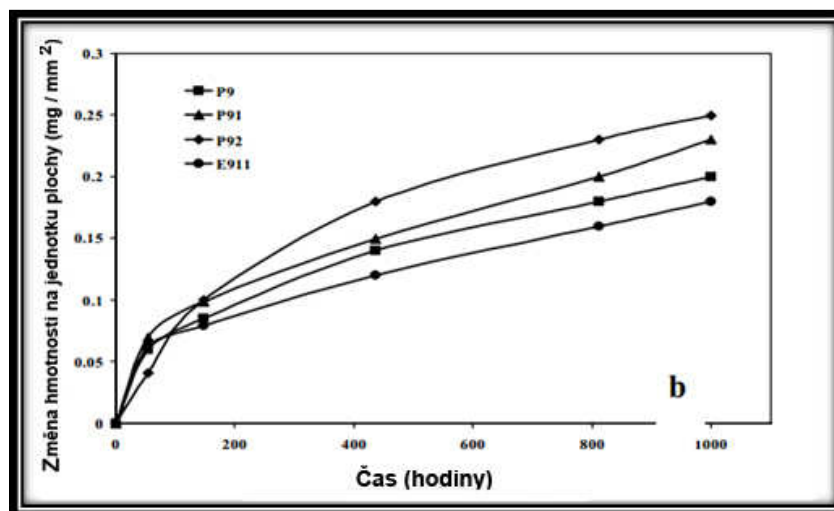
Obr. 12: Odolnost jednotlivých ocelí proti oxidaci [16]

1.4.1 Odolnost proti oxidaci na vzduchu

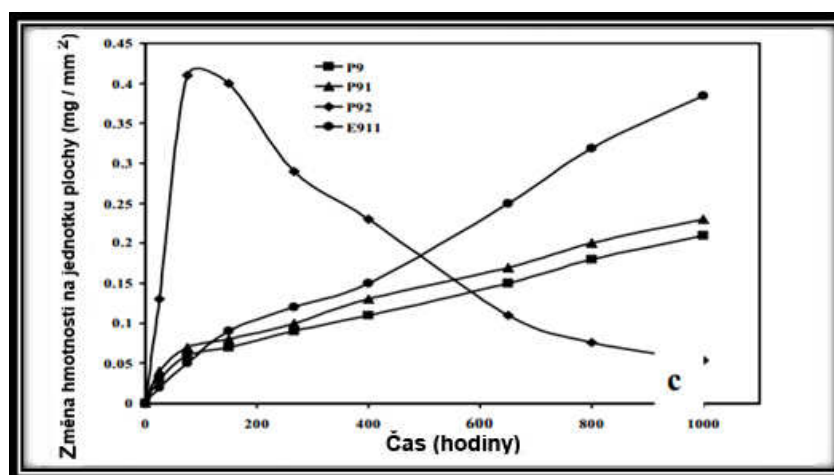
Jestliže vystavíme oceli P9 a P91 působení vzduchu ohřátého na teplotu 600 až 700 °C, vytvoří se na povrchu tenký souvislý oxid, ale na slitinách P92 a E911 vzniká povlak nesouvislý. Při 700 °C se na slitinách P9 a P91 utváří tlustá oxidická vrstva, zatímco na slitinách P92 a E911 vzniká pórovitá vrstva oxidů, bohatá na železo. Budeme-li teplotu vzduchu nadále zvyšovat na 800 °C, u P9 získáme strukturu s ostrými krystaly, oxidická vrstva slitin P91 a P92 bude vypadat jako pórovité uzliny a později se na oxidu, bohatém na železo, objeví růžicový vzhled s trhlinami. U slitiny E911 lze vidět krystalickou strukturu se sférickým oxidem Fe_2O_3 . Na morfologii P92 a E911 je vidět, že tlustá vrstva oxidů má spoustu prázdných míst a je velmi náchylná na drobení. Při odlupování vznikají póry a trhliny, které zhoršují adhezi povlaku a zvyšují rychlost oxidace. [17]



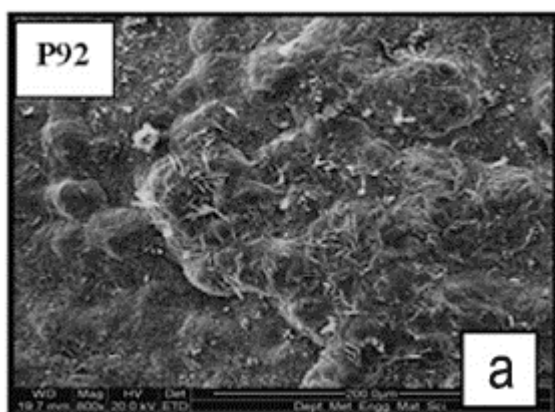
Obr. 13: Úbytek v hmotnosti oceli P92 v závislosti na čase při oxidaci na vzduchu za teploty 600 °C [17]



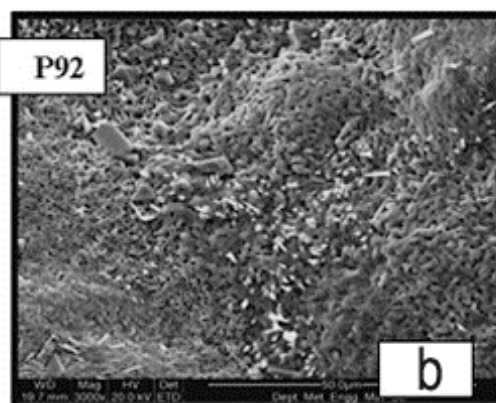
Obr. 14: Úbytek v hmotnosti oceli P92 v závislosti na čase při oxidaci na vzduchu za teploty 700 °C [17]



Obr. 15 Úbytek v hmotnosti oceli P92 v závislosti na čase při oxidaci na vzduchu za teploty 800 °C [17]



Působení vzduchu o teplotě 600 °C po dobu 1000 hodin



Působení vzduchu o teplotě 700 °C po dobu 1000 hodin

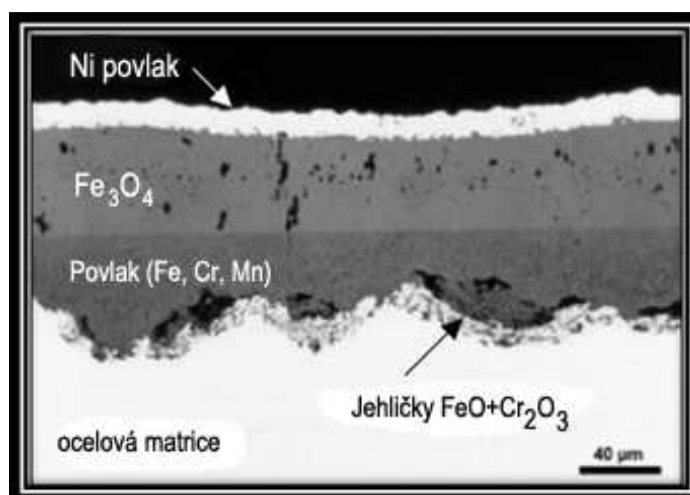


Působení vzduchu o teplotě 800°C po dobu 1000 hodin

Obr. 16 Utváření oxidické vrstvy na povrchu oceli P92 sledované metodou SEM [17]

1.4.2 Odolnost proti oxidaci v páře

Dlouhodobé testy tečení při teplotách až k 650 °C ukazují, že odolnost oceli P92 proti oxidaci na vzduchu je výborná díky vzniku dobře přilnavých ochranných oxidických vrstev. Tyto vrstvy, formované v 9% Cr ocelích na vzduchu, se skládají z $(Fe, Cr)_2O_3$ a $(Fe, Cr, Mn)_3O_4$. Avšak v prostředí obsahujícím páru jsou oxidické vrstvy (formující se při 600 a 650 °C) tenké a skládají se z vnější vrstvy Fe_3O_4 a z vnitřní dvou-fázové vrstvy Fe_3O_4 a $(Fe, Cr, Mn)_3O_4$. Pod oxidickou vrstvou vzniká oxidací chromu oxid $(Fe, Cr, Mn)_3O_4$, vyskytující se na hranicích martenzitických latěk. [3]



Obr. 17: Oxidická vrstva vznikající v 9% Cr ocelích v páře při 650 °C [3]

Vysoká oxidační rychlost s sebou přináší některá rizika. Prvním je ztráta materiálu v nosném průřezu vlivem vytvoření oxidické vrstvy, která spolu s vnitřně oxidovanou zónou vede ke zvýšení napětí a tedy ke snížení životnosti. Jak výrazně dojde ke snížení životnosti, závisí především na počáteční tloušťce stěny součásti. Např. studie, kterou vytvořili autoři Quadakkers and Ennis říká, že redukce životnosti při 600 °C v páře bude výrazná pro komponenty s tloušťkou stěny pod 6 mm. [3]

Druhým rizikem je odlupování oxidů. Odlupování oxidických částic v páře vstupujících do turbíny může zapříčinit problém s erozí a místním ucpáním. Tloušťka oxidické vrstvy v zahřátých potrubích může způsobit snížení přenosu tepla podél stěn trubek, což může mít za následek přehřívání a další creepové selhání trubek. [3]

Abychom dosáhli přijatelné odolnosti proti oxidaci při 600 a 650 °C, je nutný obsah Cr nejméně 11 %, který umožní vznik ochranného povlaku. Další zvýšení odolnosti proti oxidaci můžeme dosáhnout přidavkem selektivně oxidujících elementů (Si a Mn). Křemík je však feritotvorný prvek a pokud je přidán do ocelí v množství zajišťujícím odolnost proti oxidaci v páře, mohou nastat obtíže při výrobě a houževnatosti materiálu. [3]

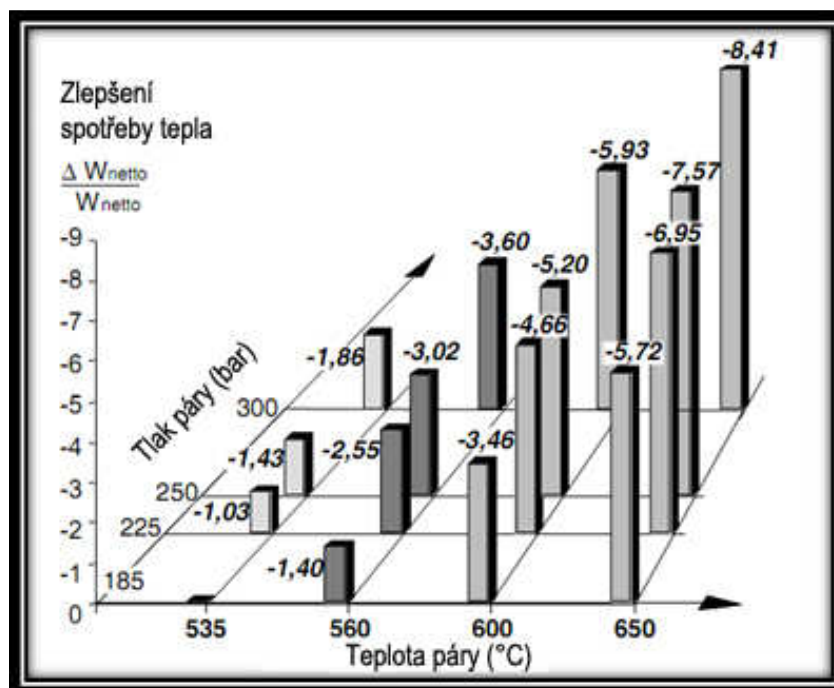
1.5 Využití žárupevných ocelí v elektrárnách

Neustálý výzkum v oblasti technologií elektráren je úzce spjat také s potřebou vývoje nových feritických ocelí odolných proti tečení. Z počátku se používaly jednoduché CMn-oceli, jejichž pevnost byla zvýšena vývojem nových ocelí a vznikem nových mikrostruktur. Jedním z důležitých prvků, zlepšujících vlastnosti dříve používaných ocelí, byl niob. V dnešní době je ve všech vysokopevnostních ocelích, patřících do skupiny 9-12% Cr niob obsažen. Tyto moderní oceli se s úspěchem využívají k výstavbě elektráren s teplotou páry 625 °C. Snahou je navýšit teplotu o 25° na maximální teplotu páry 650 °C, která se považuje za mezní teplotu, již lze u tohoto druhu ocelí dosáhnout. [18]

Při výstavbě elektráren je v popředí zájmu co nejúčinnější využití současných technologií a zlepšení jejich ekonomické efektivity za současného snižování množství emisí CO₂, unikajícího do ovzduší při výrobě elektrické energie. Zlepšení spotřeby tepla úpravou teploty a tlaku páry zachycuje obr. 18. [18]

Zvyšování účinnosti elektráren dosahujeme vhodnou kombinací teploty a tlaku využívané páry. Budeme-li mít například podmínky páry 535 °C/185 barů, zvýšením tlaku na 300 barů se účinnost zvýší přibližně o 1,9% a při zvýšení teploty na 650 °C na 5,7 %. Využitím teploty 650 °C a tlaku 300 barů dosáhneme nárůstu účinnosti více jak o 8%.

Budeme-li tedy chtít dosáhnout zlepšení účinnosti elektráren, nejlépe toho dosáhneme zvýšením teploty páry. [18]



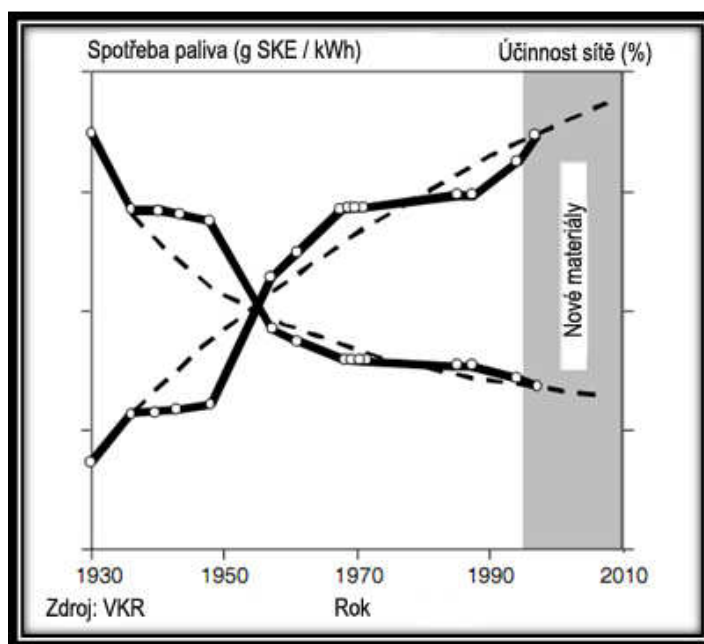
Obr. 18: Zvyšování účinnosti elektráren v závislosti na parametrech páry [18]

Materiál pro výrobu elektráren by měl být volen s ohledem na celou spoustu faktorů. Vedle vysoké pevnosti je třeba zjišťovat další důležité aspekty, jako například prokalitelnost, odolnost proti korozi a svařitelnost. Důležitost těchto vlastností závisí na konkrétním použití. Např. dobrá prokalitelnost je vyžadována pro oceli používané pro velké rotory turbín, dobrá svařitelnost je předpokladem pro svaření potrubního systému elektráren. Pro komponenty jako jsou hlavy kotlů a hlavní přírůby páry je mez únavy a mez únavy při tečení velmi důležitým faktorem pro určení vhodného materiálu, stejně jako mez pevnosti při tečení. [19]

Feritické oceli, k nimž patří i P92, mají v porovnání s ocelmi austenitickými lepší tepelné vlastnosti a únavovou pevnost, čehož se využívá hlavně v elektrárnách. Žádané jsou oceli s 9 % chromu, tedy např. oceli označené jako P91, P92 a E911. Martenzitická přeměna v těchto třech ocelích vykazuje vysokou hustotu dislokací, což způsobuje výrazné zpevnění oceli. Avšak hustota dislokací se zmenšuje při vystavení oceli účinkům provozního tepla vlivem zotavení. [18]

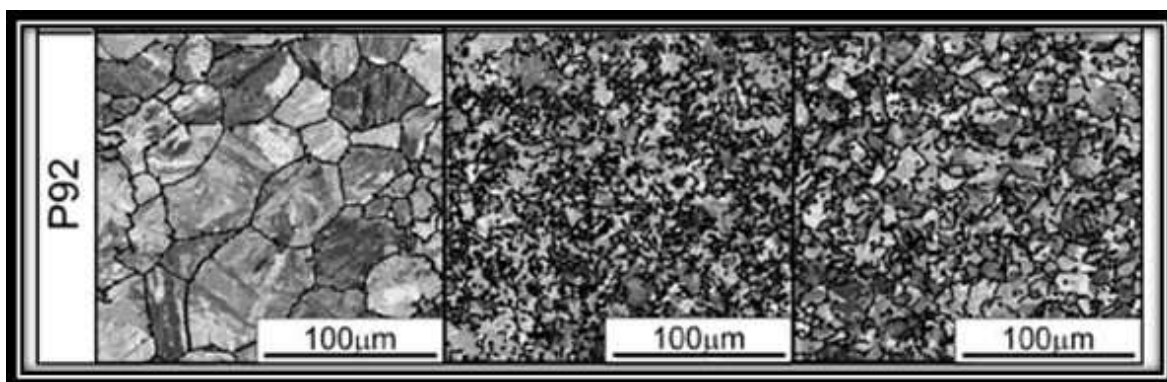
Kombinací W, C a Cr a základního materiálu oceli P92 svařované metodou pod tavidlem výrazně neovlivníme houževnatost svarového kovu, avšak přidáme-li dusík, houževnatost se zlepší. Byl prokázán škodlivý účinek B a Ti na houževnatost svarového

kovu ocelí P92. Je třeba určit optimální chemické složení pro dosažení výhodného poměru houževnatost/tečení – tzn. velmi dobrou houževnatost za pokojové teploty a vhodné chování oceli při tečení. Martenzitické 9% Cr oceli odolné proti tečení se vyznačují lepší odolností proti oxidaci a tečení, než 2¼ Cr. Zvýšením teploty a tlaku páry na superkritické hodnoty (300 barů, 600 °C) docílíme u 9% Cr ocelí zvýšení účinnosti, což vede k redukci množství emisí CO₂ o 30%. Použitím oceli P92 získáme oproti oceli P91 zvýšení přípustného napětí až o 30%. Tím v budoucnu dojde k významné redukci váhy a ke snížení výrobních cen zařízení elektráren. [20]



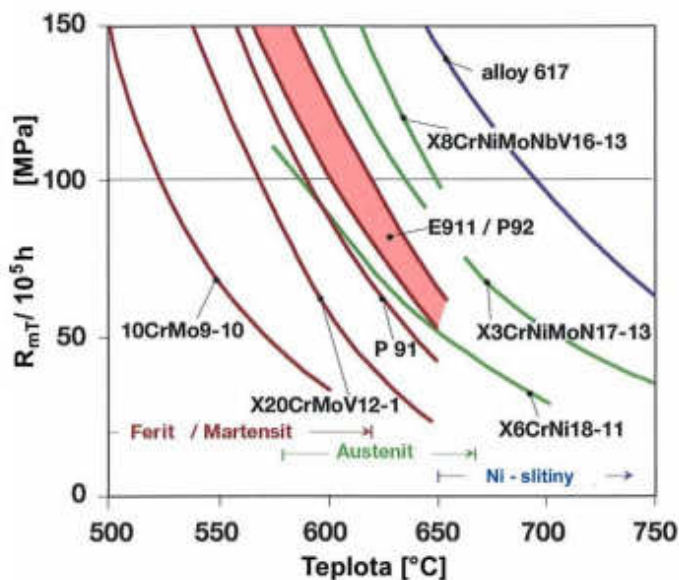
Obr. 19: Zvyšování efektivity tepelných elektráren v závislosti na nových materiálech [18]

2 Tečení materiálu za zvýšených teplot (creep)



Obr. 20: Výsledek EBSD analýzy mikrostruktury tepelně ovlivněné oblasti oceli P92 [21]

Tečením rozumíme plastickou deformaci tuhého tělesa, která vzniká při konstantním dlouhotrvajícím napětí, vlivem kterého dochází k neustálému pomalému pohybu molekul a deformaci tělesa. Tečení jsou vystaveny všechny dlouhodobě zatížené materiály (i ty zatížené pod mezí kluzu nebo pevnosti materiálu). Nejvíce lze však tečení (neboli creep) pozorovat u materiálů zahřátých na teplotu blízkou teplotě tavení. Rychlost tečení je závislá na době tečení materiálu, teplotě, zatížení a materiálových vlastnostech. Bude-li součást zatížena při vysoké teplotě velkým napětím, bude creepová deformace tak velká, že velmi rychle dojde k vytvoření trhliny a k jejímu lomu. [22]

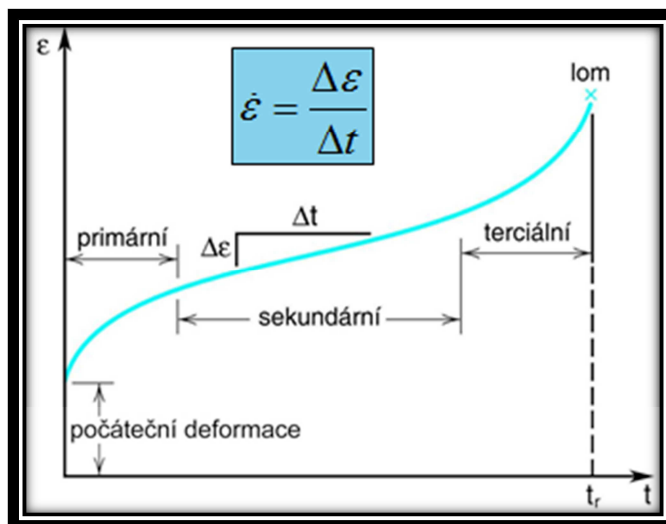


Obr. 21: Průměrné hodnoty meze tečení v N/mm^2 po 100000 h [23]

Rozeznáváme tečení nízkoteplotní (cca do $0,3 T_T$), středněteplotní ($0,3-0,35 T_T$) a vysokoteplotní ($0,4 T_T$). Přitom platí, že u nízkoteplotního creepu se rychlost tečení

zmenšuje a nekončí lomem, u středněteplotního vznikají v materiálu nepřípustné deformace a u vysokoteplotního je napětí menší než mez kluzu. [24]

U vysokoteplotního tečení se obecná křivka skládá ze 3 oblastí – z primárního (neboli přechodového tečení), sekundárního (ustáleného tečení) a terciálního (zrychleného tečení).



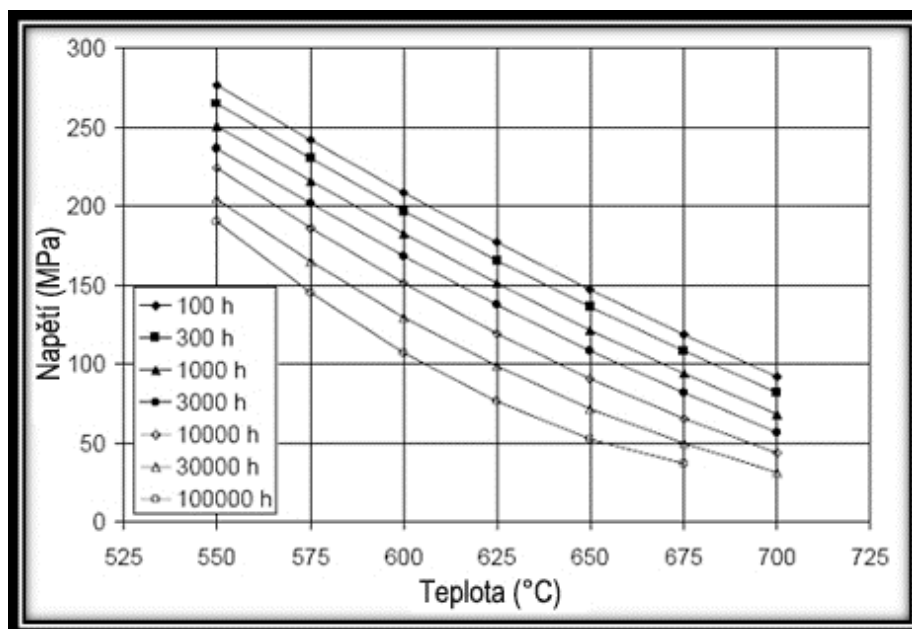
Obr. 22: Creepová křivka [25]

Dříve se vycházelo z předpokladu, že pro testy meze pevnosti při tečení existuje lineární závislost mezi logaritmem času k lomu a logaritmem napětí, pokud je testovaný materiál metalurgicky stabilní. Zkoumáním získaných dat meze pevnosti při tečení pro všechny žárovzdrné oceli bylo zjištěno, že žádné z těchto ocelí nejsou metalurgicky stabilní při příslušných teplotách. Za technicky významná napětí a teploty tečení se považuje u 9-12% Cr ocelí rozmezí 300 MPa/500 °C–50 MPa/650 °C. Obecně má creep u kovů vliv na mechanické vlastnosti při teplotách 30–60 % absolutní teploty tání (tzv. homologická teplota). Při zatěžujících podmínkách v tomto rozmezí se bude čas do lomu pohybovat mezi 100 a 300 000 hodinami a minimální rychlost tečení mezi 3×10^{-6} a $5 \times 10^{-12} \text{ s}^{-1}$. Odchylka od linearity byla popsána změnou mechanismu lomu z tvárného lomu při kratší době testu po mezikrystalickou tvorbu dutin při časech delších. Dochází i ke změnám mechanismu creepu oceli - z dislokačního creepu na creep difuzní. [16] [26]

V ocelích odolných proti tečení v oblasti předpokládaných teplot a tlaků platí, že odolnost ocelí k přírůstku creepového napětí závisí na překážkách pohybu dislokací během šplhání a skluzu. Těmito překážkami rozumíme především husté sítě dislokací a rozpuštěné jemné částice. Změnou těchto bariér lze potom docílit i změny creepového chování materiálů. To má za následek mikrostrukturní změny, které nastanou vlivem zvýšení

odolnosti ke creepové deformaci. Změna rychlosti tečení je spojena s elementárními procesy, jako je růst subzrn, změny v hustotě dislokací, změny objemového podílu precipitátů a jejich velikosti. Při tečení dochází k tzv. mechanismu creepového zpevňování. [27]

Na obr. 23 je odolnost oceli P92 proti tečení.

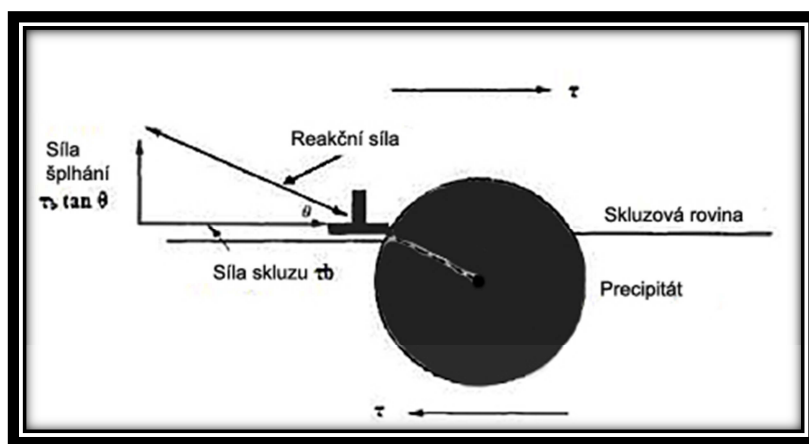


Obr.23: Odolnost proti tečení oceli P92 [28]

2.1 Mechanismy creepu

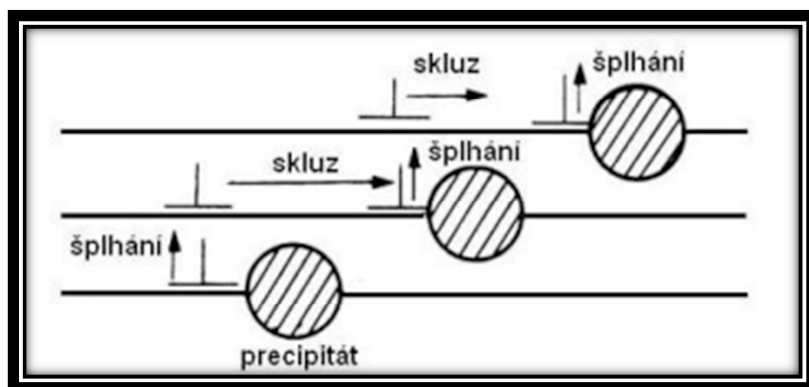
2.1.1 Dislokační creep

Napětí potřebné ke vzniku plastické deformace v krystalickém materiálu odpovídá napětí potřebnému k pohybu dislokací v tomto materiálu. Odolnost proti pohybu dislokací je dána mřížkou a brzdícím účinkem překážek (např. rozpuštěných atomů v tuhém roztoku, precipitátů, vzniklých z nerozpuštěných atomů v tuhém roztoku, nebo jiných dislokací). Pokud dislokace nemůže klouzat po své trase z důvodu blokace její cesty precipitátem, může difuzí atomů dojít k „uvolnění“ této překážky. Pohyb uvolněných dislokací při působícím napětí potom vede k tzv. dislokačnímu creepu. Síla skluzu na jednotku plochy je vyvážená reakční silou precipitátu. Ovšem dokud dislokace nezasáhne precipitát na jeho středové čáře (což je neobvyklá situace), zůstane zde složka síly $\tau b \cdot \tan \Phi$, kde Φ je úhel náklonu reakční síly precipitátu τ_0 , který se pokouší posunout dislokaci mimo její kluznou dráhu. [29]



Obr. 24: Síly působící na precipitát [29]

Dislokace nemůže klouzat vzhůru smykem atomových rovin, ale pohyb vzhůru je umožněn v případě, jestliže atomy na okraji středové roviny mají možnost difundovat pryč. Mechanické zatížení má tento účinek a je tedy důvodem difuze atomů pryč z vyměřené dráhy pohybující se dislokace. Proces nazýváme šplhání, a protože nastává za difuze, může k němu dojít jen při teplotách nad $0,3 T_m$. Šplhání uvolňuje dislokace z precipitátů, které je držely, a dislokace může dále klouzat. Po malém skluzu uvolněná dislokace skočí na další překážku a celý proces se znovu opakuje. Čím větší je aplikované napětí σ , tím větší je rychlost šplhání $\tau b \cdot \tan \Phi$ a více dislokací se uvolní za sekundu. Dochází tak k většímu počtu skluzů dislokací za sekundu a k vyšší rychlosti deformace. [29]



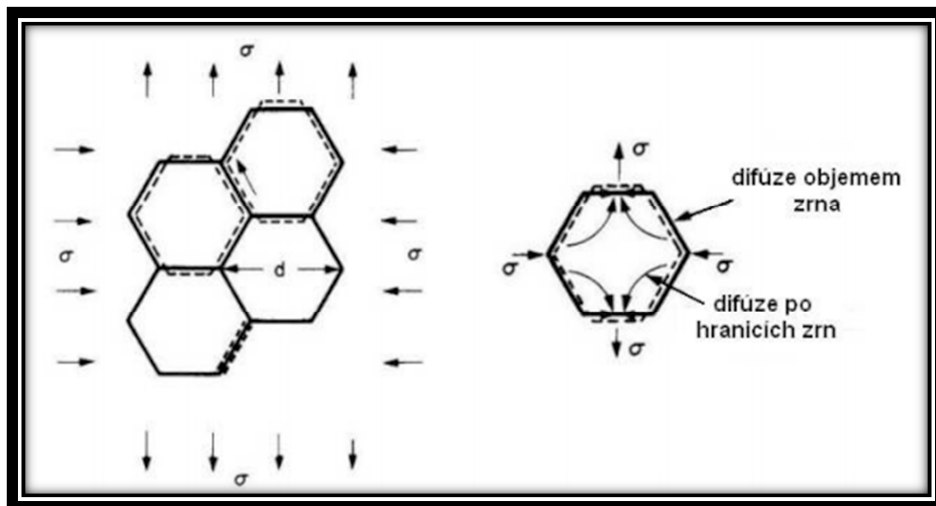
Obr.25: Mechanismus dislokačního creepu [12]

2.1.2 Difuzní creep

S poklesem napětí rychlost creepu rychle upadá, ale tečení neustává, pouze se mění jeho mechanismus. Jako reakce na aplikované napětí σ se může polykrystal rozšířit prodloužením zrna, přičemž σ slouží opět jako mechanická hnací síla. V tomto případě ale difuze z jedné skupiny zrn čelí skupině jiné, bez zásahu dislokací. Při teplotách

$(0,3 \div 0,5) \cdot T_M$ převládá difuze jádry dislokací, při teplotách vyšších dochází k difúzi objemové.

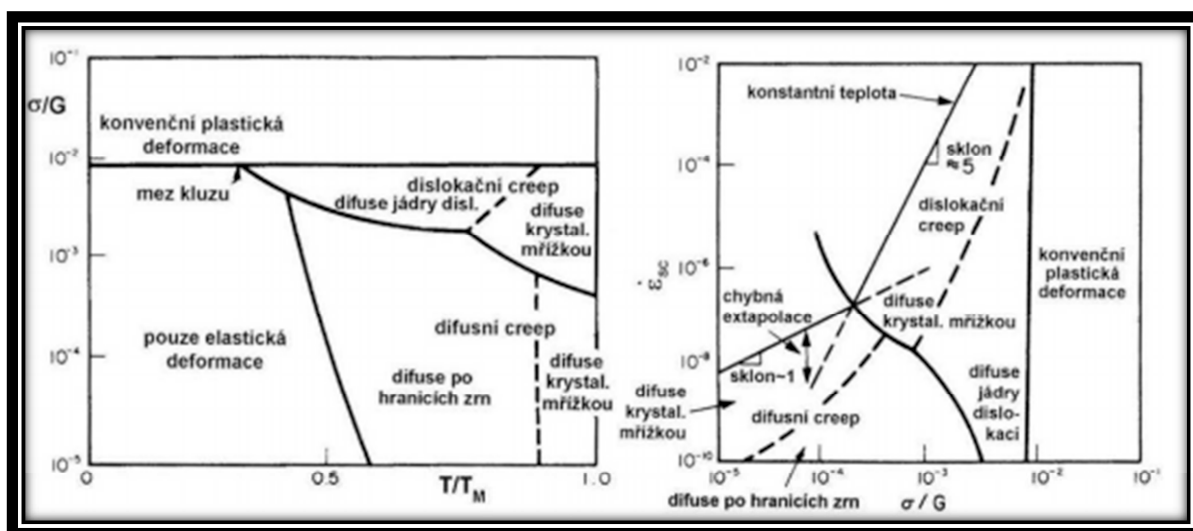
I při nižších poměrech T/T_m , kdy je objemová difuze pomalá a probíhá difuze po hranicích zrn, zůstává rychlost tečení stále úměrná σ . Aby nedocházelo ke vzniku dutin mezi zrny, musí v tomto procesu probíhat i skluz hranic zrn. [29]



Obr. 26: Mechanismus difuzního creepu [12]

2.2 Deformační mapy

Deformační mapy zachycují uplatnění různých deformačních mechanismů v případě jednoho materiálu. Zakreslují se do nich oblasti napětí a teploty nebo rychlosti stacionárního creepu a napětí, ve kterých probíhá určitý mechanismus creepové deformace. Z map lze i vyčíst, zda se jedná o oblast, ve které dochází k elastické deformaci, nebo o oblast s deformací plastickou. Tyto diagramy jsou stanoveny experimentálně pro jednotlivé typy materiálů a jsou podstatné při volbě součástí pracujících za vysokých teplot. Dle deformačních map lze také provést požadované změny ve struktuře a docílit tak např. zvýšení creepové odolnosti. [12]



Obr. 27: Deformační mapy [12]

2.3 Creepový lom ocelí

V závislosti na teplotě a napětí probíhá plastická deformace při tečení buď pohybem dislokací, nebo difúzním pohybem. Creep kovových materiálů je realizován buď dislokačními, nebo difúzními mikromechanismy, přičemž u čistých polykrystalických materiálů se creep řídí dle Weertmanova modelu mechanismem šplhání a skluzového pohybu dislokací. Dislokačním, precipitačním, substitučním nebo intersticiálním zpevněním omezíme pohyb dislokací a hranic zrn, tím prodloužíme stacionární stádium creepu a zvýšíme životnost součásti. Nejdůležitějším mechanismem creepové deformace je creep dislokační, při němž dochází k šplhání dislokací a příčnému skluzu. [31]

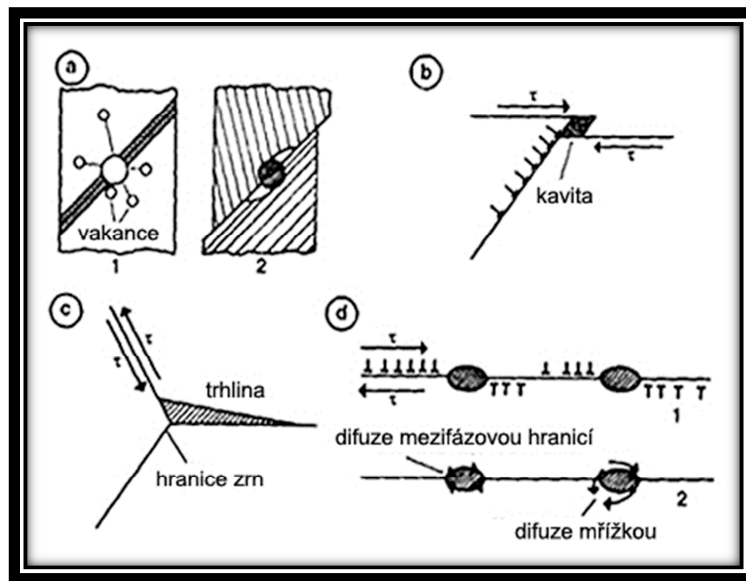
U žárovevných ocelí nastává creepový lom, charakteristický creepovým porušováním. Může nastat „kavitačním“ porušováním, „trhlinovým“ porušováním nebo „dutinovým“ porušováním. [12]

U porušování „kavitačního“ nastává v prvním stádiu nukleace kavit na hranicích zrn. Kavity ve druhém stádiu izolovaně rostou a ve třetím stádiu dochází k jejich koalescenci (propojení). U čtvrtého stádia se trhlinky spojují v magistralní trhlinu a nastává interkrystalický kavitační lom. [12]

„Trhlinové“ porušování je charakteristické vznikem trhlín na styku tří zrn, které ve druhém stádiu rostou podél hranic zrn. Ve třetím stádiu se trhlíny spojují a formují se do magistralní trhliny, která vede ke vzniku interkrystalického trhlinového lomu. [12]

U „dutinového“ porušování se při velkých rychlostech creepu nukleují dutiny na inkluzích v matici a následně rostou a spojují se. Mezi trhlínami vznikají tzv. můstky,

které jednotlivé dutiny oddělují. Dojde-li ke vzájemné kontrakci můstků, nastane transkrystalický creepový lom. Tento druh porušování je v praxi ojedinělý. [12]

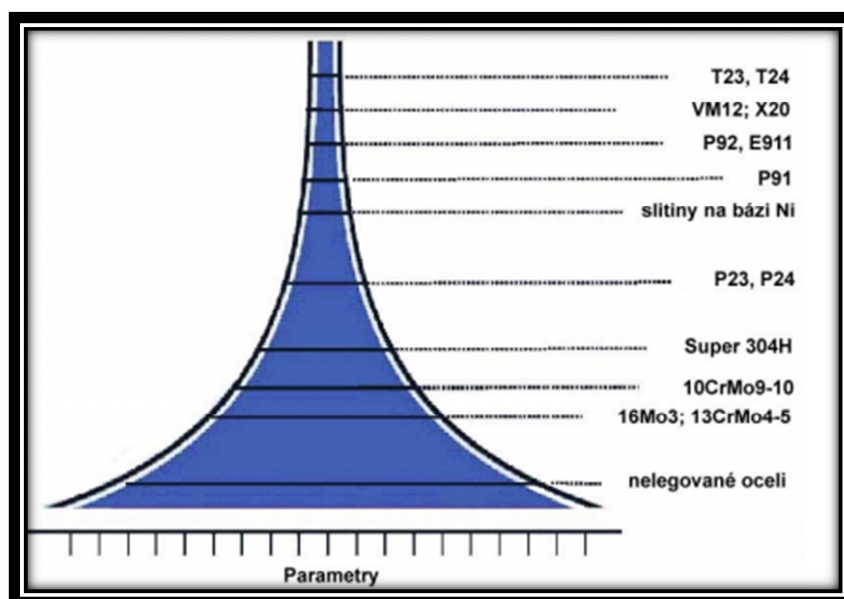


Obr. 28: Mechanismy inicializace lomu při creepu [31]

3 Svařitelnost žárovevných martenzitických ocelí

U žárovevných ocelí je svařování nejpoužívanějším způsobem spojování materiálu. Při daném způsobu svařování se považuje kovový materiál za svařitelný, pokud je možné příslušným technologickým postupem dosáhnout kovové celistvosti svarových spojů. Ve spojení s vhodnou technologií svařování jsou tyto materiály často využívány při stavbě nových nebo rekonstrukci stávajících zařízení, tlakových nádob nebo potrubí v energetickém či chemickém průmyslu. [12]

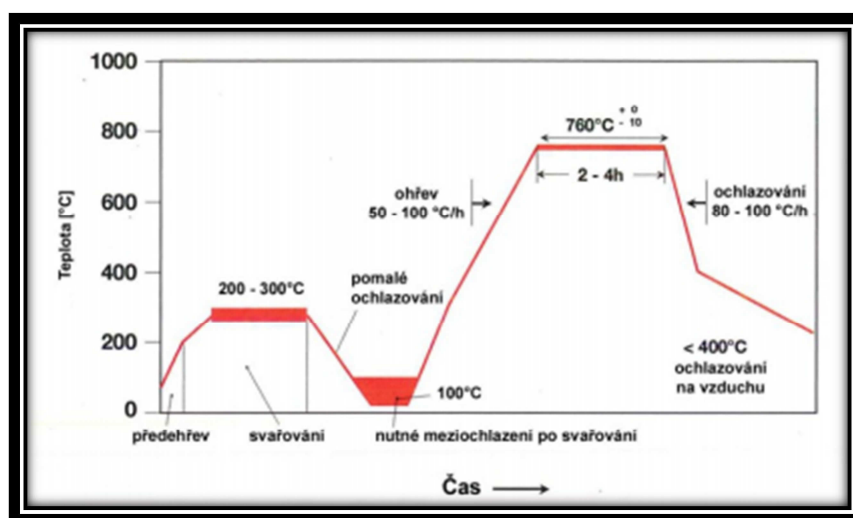
Svarové spoje dělíme na homogenní (kde mají spojované materiály podobné chemické složení) a heterogenní (spojované materiály mají rozdílné chemické složení). Mezi heterogenní svarové spoje řadíme nízkolegované a vysokolegované žárovevné oceli. Při vystavení žárovevných ocelí vysokým teplotám dochází k degradaci jejich vlastností, která je v případě svarových spojů ještě umocněna. Snažíme se degradační procesy snížit na minimum např. dodržováním tepelného příkonu, správnou volbou metody svařování, vhodným určením teploty předehřevu a teploty interpass. Z tohoto důvodu nedostačuje jen dobrá žárovevnost ocelí, ale celý svarový spoj musí mít dostatečnou stabilitu při dlouhodobé expozici na pracovních teplotách. Stabilita svarových spojů je závislá na difuzních procesech při vlastním procesu svařování a na následném tepelném zpracování. Ke snížení stability svarových spojů dochází nejčastěji redistribucí intersticiálních prvků (uhlíku a dusíku) v důsledku rozdílného chemického složení oceli a svarového kovu. [12] [23]



Obr. 29: Srovnání rozmezí parametrů při svařování pro jednotlivé typy ocelí [23]

Svařování martenzitických ocelí je obtížné – při daném chemickém složení a tepelném zpracování (svařování) jsou vzniklé svary tvrdé, pevné a mají menší houževnatost. Ocel P92 se svařuje všemi běžnými metodami svařování – metodou TIG se svařuje kořen svarového spoje a 111 se používá na výplň svarového spoje, popř. se s úspěchem využívá orbitálního svařování trubek a potrubí metodou 141. Velké tloušťky se svařují metodami 111 a 121. Martenzitická modifikovaná 9% Cr ocel se svařuje v popuštěném, žíhaném, zušlechtěném nebo tvrdém stavu. Dřívější tepelné zpracování se výrazněji nepodílí na zakalení tepelně ovlivněné oblasti a svarového kovu. Ke zlepšení svařitelnosti i hodnot vrubové houževnatosti výrazně přispívá stabilní austenit. Zvýšením obsahu stabilního austenitu dochází k rozpuštění difundujícího vodíku ze svarového kovu a eliminaci studeného praskání. [32] [33]

Aby nedocházelo k praskání martenzitických ocelí, je třeba při svařování použít předehřev a je nutné kontrolovat teplotu interpass. Teplota předehřevu je u jednotlivých druhů ocelí rozdílná, závisí především na způsobu svařování a na obsahu C. Obsah uhlíku v P92 má vliv na vlastnosti vznikajícího martenzitu – nízký obsah C v oceli způsobuje nižší tvrdost vznikajícího martenzitu na rozdíl od oceli s vyšším obsahem C. Teplota předehřevu oceli P92 se pohybuje v rozmezí 200 až 250 °C. Teplota interpass u oceli P92 by měla ležet mezi křivkami Ms a Mf a v rozmezí teplot 200 až 300 °C pro svařování technologií MIG a 250 až 300 °C pro svařování obalenou elektrodou. Kvůli martenzitické struktuře svarového kovu je tento druh oceli vysoce citlivý na vznik studených trhlin. Je třeba dbát na dokonalé vysušení přídavného materiálu a zamezení přístupu vzdušné vlhkosti do svarové lázně. Opatřením proti vzniku trhlin je dohřev pohybující se pro ocel P92 na teplotě minimálně 250 °C po dobu 2 hodin. [32] [33] [34]



Obr. 30: Teplotní režim při svařování oceli P92 [23]

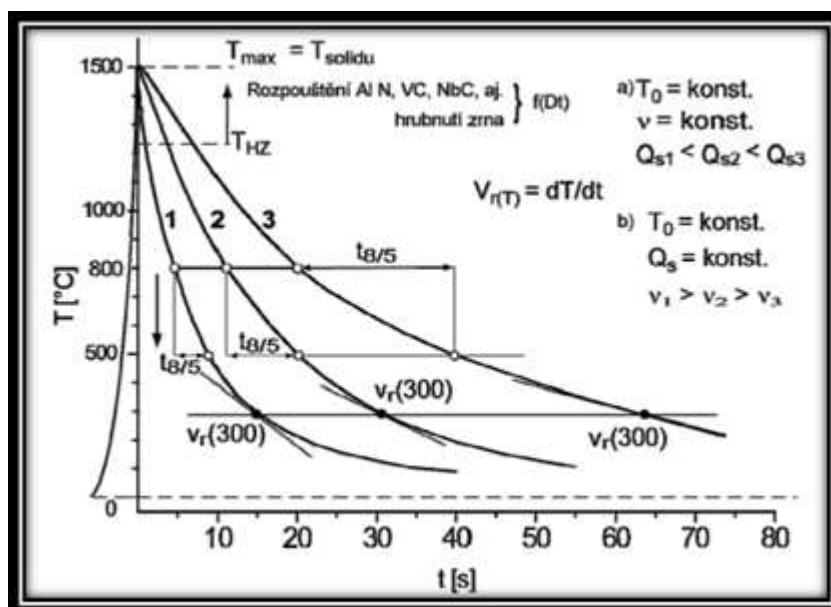
Na obrázku 30 je zachycen teplotní režim při svařování oceli P92. Předehřev oceli je předepsán normou ČSN EN ISO 13 916 a musí být udržován v celém procesu svařování. Maximální teplota interpass přídavných materiálů má být dle doporučení výrobců v rozmezí 280 až 300 °C. Aby došlo k ukončení martenzitické přeměny, je nutné ocel pomalu schladit na teplotu M_f , pohybující se okolo hodnoty 100 °C. Následně je ocel ohřívána rychlostí 50 – 100 °C/h na popouštěcí teplotu 740 až 760 °C a na této teplotě je udržována po dobu 2 – 4 h. Posledním krokem je ochlazení oceli z žíhací teploty rychlostí 80 – 100 °C/h na teplotu přibližně 400 °C, pod kterou už je svařovaná součást ochlazována volně na vzduchu. [23]

4 Teplotní cykly, tepelně ovlivněná oblast svarového spoje

4.1 Teplotní cyklus svařování

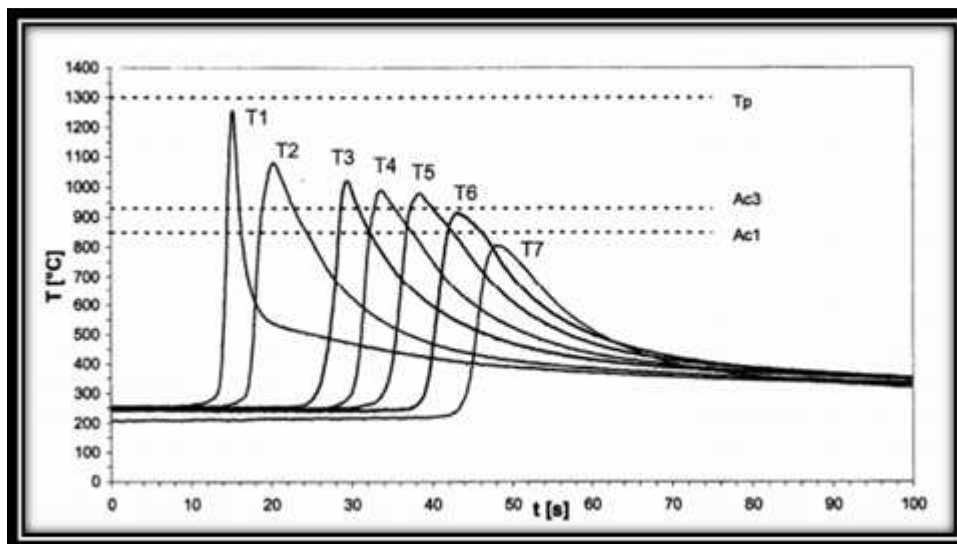
Při svařování se teplo dodané zdrojem do svarového spoje šíří základním materiálu. Tím se zvyšuje teplota v okolí tavné lázně a vzniká teplotní pole, ve kterém je rozložení teplot závislé na druhu a vlastnostech svařovaného materiálu a na podmínkách svařování. Vyneseme-li závislost teploty na čase, vzniklé body nám dávají teplotní cyklus svařování. Teplota sledovaných bodů v první části rychle vzrůstá, po dosažení určitého maxima opět klesá na teplotu původní. V důsledku teplotního cyklu dochází ke změnám vlastností a struktury svarového spoje a možným nepříznivým vlivům v oblasti zasažené teplotním polem. Na změny vlastností a struktury má vliv především chemické složení oceli, její strukturní stav a průběh teplotního cyklu v blízkosti hranice ztavení (kde je nejvyšší teplota, nejvíce zhrublé zrna a následné ochlazování probíhá nejrychleji). [35] [36]

Teplotní cyklus je možné popsat matematicky, lze ho ovšem také jednoznačně popsat rychlostí chladnutí za určité teploty $v_r(T)$ nebo dobou chladnutí v určitém intervalu teplot ($t_{T1/T2}$). Ve voleném intervalu teplot ovšem nesmí proběhnout fázová přeměna, došlo by totiž ke zkreslení výsledku uvolněním latentním teplem. Z tohoto důvodu se u svařitelných ocelí počítá nebo měří doba chladnutí v intervalu 800-500 °C. [36]



Obr. 31 Závislost doby ochlazování $t_{8/5}$ a rychlosti chladnutí $v_r(T)$ na průběhu teplotního cyklu [36]

Průběh teplotních cyklů se liší danými podmínkami svařování. Teplotní cyklus uhlíkových a nízkolegovaných bude závislý jen na přivedeném teple Q_s a na rychlosti odvedení (tedy je funkcí Q_s , tloušťky plechu, geometrie svaru a výchozí teploty plechu T_0). Po rychlém výpočtu rychlosti chladnutí $v_r(300)$ a doby chladnutí $t_{8/5}$ je třeba vypočtené výsledky dát do souvislosti s konkrétním materiálem. Doba nebo rychlost chladnutí je důležitý číselný parametr, charakterizující materiál. [36]



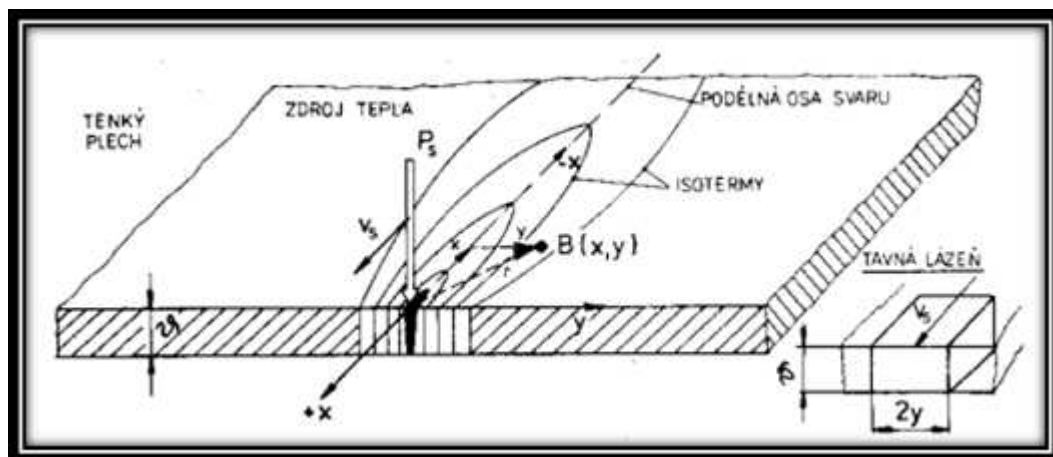
Obr. 32 Průběh teplotních cyklů [35]

Teplotní pole nebo jejich časový průběh lze stanovit měřením teplot v průběhu svařování termočlánky. Tento postup je však nákladný a pracný, je snaha dostatečně přesně popsat teplotní cyklus matematicky. Matematickým popisem teplotního pole a stanovením průběhu teplotního cyklu se v roce 1951 zabýval N. N. Rykalin, ke zdokonalení a rozšíření výpočtů významně přispěl A. Havalda. V současnosti se fyzikálních modelů často využívá z důvodu výrazného urychlení složitých výpočtů a možnosti grafického znázornění teplotních polí a teplotních cyklů pomocí výpočetní techniky. [37]

4.2 Dvojměrné kvazistacionární teplotní pole

Vzniká při svařování tenkého plechu zdrojem o vysoké plošné hustotě energie – závar je hluboký a tavná lázeň se nachází v celé tloušťce plechu. Teplo se šíří jen ve směrech osy (x, y), pohyb tepla ve směru osy (z) lze zanedbat. Dvojměrné teplotní pole v praxi nastává při svařování svazkem elektronů, plasmovým obloukem, laserem vysokého výkonu, nebo při svařování obloukem vysokého výkonu a nižší rychlosti svařování. Při výpočtu dvojměrného teplotního pole nelze zanedbat ztrátu tepla konvekcí a radiací do okolního prostředí. [37]

Dvojměrné kvazistacionární teplotní pole popisuje rovnice (1).



Obr. 33 Dvojměrné teplotní pole v nekonečném plechu [37]

$$T_{x,y,z} = \frac{1}{2\pi\lambda} \cdot \frac{P_s}{v} \cdot e^{-\frac{v_s}{2a} \cdot x'} \cdot K_0(U) \quad [^{\circ}\text{C}] \quad (1)$$

T [$^{\circ}\text{C}$] – zvýšení teploty bodu A nad teplotu počáteční T_0

x, y, z [cm] – kartézské souřadnice bodu A

$r = \sqrt{x^2 + y^2 + z^2}$ – kartézské souřadnice bodu A

λ [$\text{W} \cdot \text{cm}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$] – střední tepelná vodivost materiálu v intervalu $T - T_0$

$a = \frac{\lambda}{c \cdot \rho}$ [$\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$] – teplotní vodivost materiálu

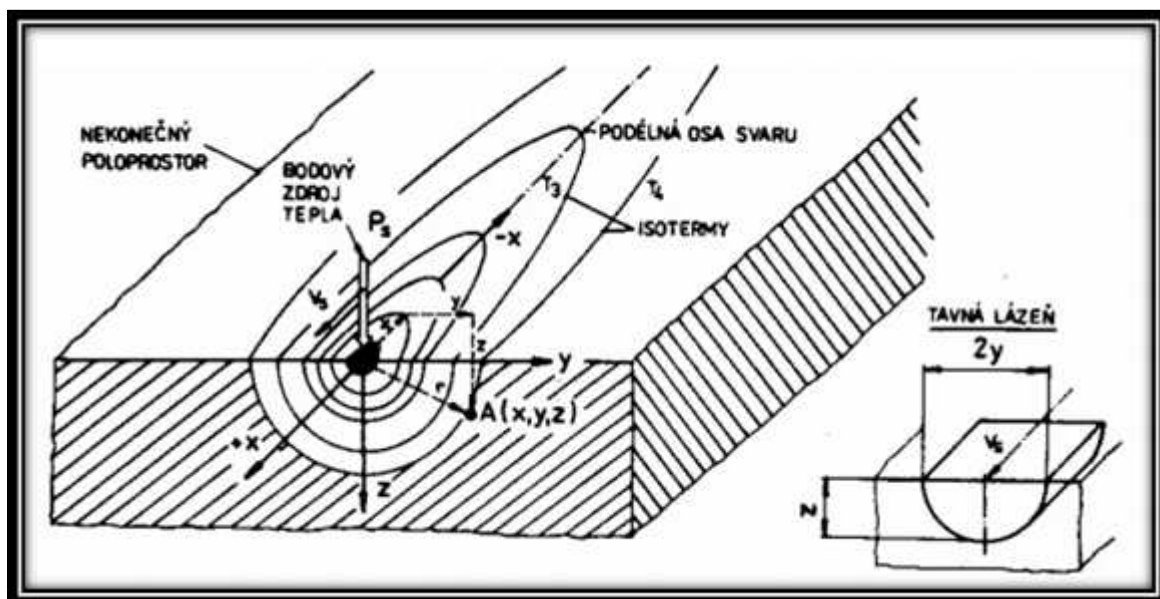
$P_s = \eta \cdot P$ [W] – efektivní výkon zdroje, η = účinnost přenosu tepla

v_s [$\text{cm} \cdot \text{s}^{-1}$] – rychlost pohybu zdroje ve směru osy +x

4.3 Trojrozměrné kvazistacionární teplotní pole

Při vzniku trojrozměrného pole se vychází z předpokladu, že bodový zdroj tepla o efektivním výkonu P_s [W] působí ve středu souřadného systému (x, y, z) na povrch tlustého plechu a pohybuje se konstantní rychlostí v_s [$\text{cm} \cdot \text{s}^{-1}$] ve směru osy (+ x). Teplo z místa působení zdroje difunduje do poloprostoru ohraničeného povrchem plechu. Při trojrozměrném teplotním poli je možno zanedbat tepelné ztráty radiací a konvekcí do ovzduší. Vznikající tavná lázeň je relativně malá a mělká, zdroj tepla lze považovat za bodový a tlustý plech představuje nekonečný poloprostor. [37]

Trojrozměrné kvazistacionární teplotní pole popisuje rovnice (2).



Obr. 34 Trojrozměrné teplotní pole [37]

$$T_{x,y,z} = \frac{P_s}{2\pi\lambda} \cdot \frac{1}{r} \cdot e^{-\frac{v_s}{2a}r}$$

(2)

T [°C] – zvýšení teploty bodu A nad teplotu počáteční T_0

x, y, z [cm] – kartézské souřadnice bodu A

$r = \sqrt{x^2 + y^2 + z^2}$ - kartézské souřadnice bodu A

λ [$W \cdot cm^{-1} \cdot K^{-1}$] - střední tepelná vodivost materiálu v intervalu $T - T_0$

$a = \frac{\lambda}{c \cdot \rho}$ [$cm^2 \cdot s^{-1}$] - teplotní vodivost materiálu

$P_s = \eta \cdot P$ [W] - efektivní výkon zdroje, η = účinnost přenosu tepla

v_s [$cm \cdot s^{-1}$] - rychlost pohybu zdroje ve směru osy +x

4.4 Tepelně ovlivněná oblast svarového spoje

Při svařování dochází k ovlivnění mikrostruktury a vlastností základního materiálu, který se dle těchto změn následně člení do tzv. tepelně ovlivněných oblastí (tzv. Heat Affected Zone – HAZ), přičemž HAZ se dělí na několik podoblastí. Tyto podoblasti, plynule přecházející od pásma ztavení u svarového kovu až po teplem neovlivněný základní materiál, mají své charakteristické vlastnosti a strukturu. [12]

Oblast částečného natavení (liquid-solid transition zone)

Je to přechod z TOO do svarového kovu. Nachází se blízkosti svarového kovu a obsahuje maximální teplotu T_{\max} . Pokud je rozdíl mezi teplotou solidu a likvidu minimální lze mluvit jen o tzv. linii nazvané hranice ztavení. V této oblasti dochází k natavení základního materiálu a jeho promíchání se svarovým kovem. [12] [38]

Přehřátá oblast (hrubo-zrnná oblast)

Tuto oblast také nazýváme přehřátá oblast. Nachází se u teplot nad A_{C3} , je to oblast překračující teplotu intenzivního růstu primárních zrn – tzv. teplotu přehřátí. V oblasti jsou již rozpuštěny precipitáty bránící růstu austenitického zrna za nižších teplot, důsledkem čehož austenitická zrna výrazně hrubnou. Po ochlazení v 9-12% Cr ocelích vzniká martenzitická mikrostruktura a v ocelích s nízkým obsahem Cr mikrostruktura bainiticko-martenzitická. [12] [38]

Oblast normalizace (grain refined zone)

V intervalu teplot blízkých A_{C3} se nachází ve struktuře austenit a malý podíl precipitátů omezujících růst zrn austenitu. Při chladnutí vzniká martenzitická nebo jemnozrnná bainitická struktura. [12]

Oblast částečné překrystalizace (interkritická oblast)

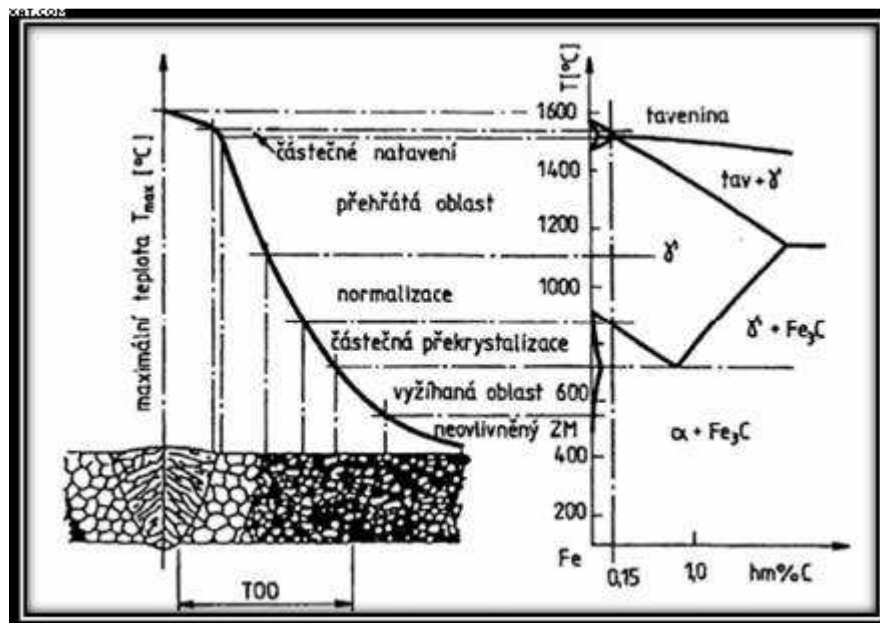
Protože T_{\max} leží mezi teplotami A_{C1} a A_{C3} , dochází během svařování k částečné transformaci austenitu. Během následujícího teplotního cyklu svařování dochází k opětovnému vyžhání netransformovaného martenzitu a bainitu, část precipitátů se rozpouští. Po provedení tepelného zpracování po svařování nerozpuštěné částice hrubnou. Po ochlazení se struktura skládá ze směsi bainitu nebo martenzitu a z vyžhané a rekrystalizované původní mikrostruktury. „Měkká“ interkrystalická oblast je kritickou oblastí svarového spoje, nachází se v ní nejnižší hodnoty tvrdosti svarového spoje. [12]

Vyžháná oblast (over-tempered zone)

Teplota T_{\max} se blíží A_{C1} – nedochází k fázové přeměně mikrostruktury, ale k jejímu lokálnímu ohřátí oproti chladnějšímu základnímu materiálu. V této oblasti hrubne precipitát z důvodu vyššího koeficientu difuze při dané teplotě. Některé slitiny mají v této oblasti nižší tvrdost. [12]

Neovlivněný základní materiál (unaffected base material)

Je to oblast do teplot 700 °C, v této oblasti jsou nevýrazné změny morfologie, v případě nízkoalokovaných ocelí lze pozorovat změny, které snižují odolnost materiálu proti tečení. [12]



Obr. 35 Vliv teplotního cyklu na strukturu svarového spoje [12]

Tabulka 1 Orientační šířky jednotlivých pásem TOO [12]

Metoda svařování	Šířka TOO [mm]		
	nad Ac1	nad Ac3	přehřátá oblast
111	3 až 8	0,3 až 1	0,1 až 0,3
135, 131	3 až 8	0,3 až 1	0,1 až 0,3
121	3 až 15	0,3 až 2	0,1 až 0,5
72	5 až 50	1 až 10	0,5 až 5
51	0,3 až 1	0,1 až 0,3	0 až 0,1
15	0,3 až 1	0,1 až 0,3	0 až 0,1

5 Experimentální část

Cílem experimentu bylo naměřit teplotní cykly při jednovrstvém svařování oceli P92. V experimentální části bylo před vlastním měřením teplotních cyklů nutné provést zjištění velikosti tepelně ovlivněné oblasti při jednotlivých druzích svařování, tedy:

- při svařování metodou ručního obloukového svařování obalenou elektrodou (metoda 111) a to elektrodami o $\phi 2,5 \text{ mm}$ a $\phi 3,2 \text{ mm}$
- při svařování metodou TIG

Svařování bylo provedeno na zkušebních deskách vyrobených z oceli P92. Desky měly rozměr 20x180 mm a délku 185 mm. K jednotlivým způsobům svařování byl zapisován do záznamu o svařování svařovací proud (A), napětí (V), typ proudu (polarita), rychlost svařování a tepelný příkon. Po svaření byly z desek odebrány vzorky na zkoušku makrostruktury.

Pro určení makrostruktury bylo třeba odstranit povrchovou vrstvu materiálu ovlivněnou řezáním. Deformovaná vrstva byla odebírána broušením na brusce Tegrapol-35. Úběr materiálu vzorku probíhal v jednom směru až do odstranění všech viditelných rýh, následně byl vzorek otočen o 180 °C a provedlo se odstranění rýh ve směru druhém. Po ukončení broušení vzorku na jednom brusném papíře se použil jemnější brusný papír a celý postup se opakoval. Odstraněním nežádoucí vrstvy se materiál stává náchylným ke korozi. Z tohoto důvodu po vlastním procesu broušení byl vzorek opláchnut vodou, potřen lihem a umístěn do nádoby zabraňující vzniku korozních produktů, kde zůstává až do jeho leptání. Naleptaný vzorek byl následně umístěn pod mikroskop Neophot 21 a pomocí softwaru QuickPHOTO Industrial 2.2 byla změřena velikost tepelně ovlivněné oblasti u zkoumaných vzorků.

Chemické složení zkoumaných desek z oceli P92:

PROTOKOL O ZKOUŠENÍ č. : 2012 / 35336 Test Report Nr.:				Zákazník : Customer : Flash Steel Power, a.s. Martinovská 3168/48 72300 Ostrava, Martinov pi Žvaková Naděžda	
Ke zkuš. listu : To testing form nr. :	137984	Datum přijetí : Date of receipt :	25.01.2012		
Výrobek : Product :		Zakázka č. : Shop order nr. :			
Norma : Standard :		Objednávka č. : Purchase order nr. :			
Jakost : Quality :	X10CrWMoVNB9-2	Číslo tavby : Heat nr. :	50370A		

ROZBOR CHEMICKÉHO SLOŽENÍ - kontrolní Chemical analysis - check

Vzorek	Čís. vz.	C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti
VTC.1		%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
H00332	5/2/2	0,093	0,50	0,32	0,020	0,0030	0,10	0,206	8,62	0,517	0,195	<0,004
Vzorek	Čís. vz.	W	Al-c	Nb	Co	B	As	Sn	Pb	Sb	N	O
VTC.1		%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
H00332	5/2/2	1,56	0,012	0,064	0,023	0,0021	0,009	0,007	0,003	0,018	0,033	0,004
Vzorek	Čís. vz.	H	Bi									
VTC.1		ppm	%									
H00332	5/2/2	0,7	<0,003									

Číslo zkoušky :	Identifikace metody :	Prvek :	Přístroj :
Test number :	Method identification :	Element :	Instrument :
102	QI-VTC.10 GEN-0002	C,S	CS-444 ev.č. 946.10/013
101a 101a	QI-VTC.10 GEN-0001 QI-VTC.10 GEN-0001	Mn,Si,P,Cu,Ni,Cr,Mo,V,Ti,W,Al-c,Nb,Co,B,As,Sn,Pb,Sb Bi	Spectrolab 2000 ev.č. 946.10/017 SpectrolabLAVM10 ev.č.10/023
102	QI-VTC.10 GEN-0003	N,O	TC-436 ev.č. 946.10/008
102	QI-VTC.10 GEN-0010	H	RH-402 ev.č. 946.10/009

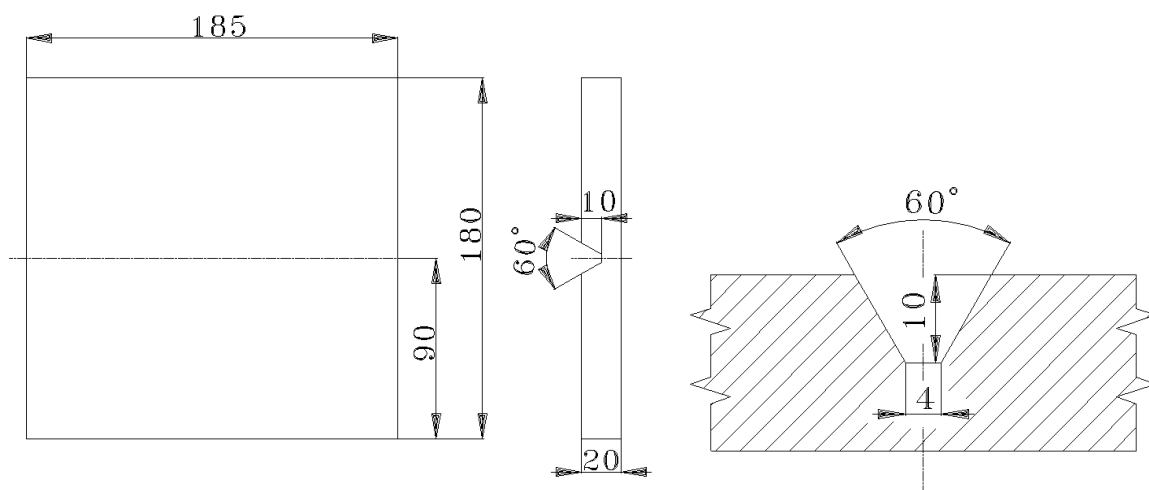
Prohlášení : Dosažené výsledky se týkají pouze zkoušeného vzorku. Zkušebna neodpovídá za odběr zkušební vzorku. Protokol je možno reprodukovat pouze celý, jinak s písemným souhlasem zkušebny. Statement : The test results relate only to the sample. Chemical laboratory does not take the responsibility for the sample taking. The report shall not be reproduced except in full without the written approval of the chemical laboratory.	Zkoušel : Tested by :	SLA,CMI,SYK	Datum zkoušení : Date of performance :	27.01.2012	Ident : Ident :	200515072
			Jméno/Tel : Name/Tel :	Funkce : Position :	Podpis : Signature :	Datum : Date :
			Vystavil : Prepared :	Pověřený pracovník : Entrusted person :		27.01.2012
			Kontrol : Checked :	Vedoucí úseku : Man. of Dep. :		27.01.2012
			Schválil : Approved :	Vedoucí zkušebny : Man. of Chem. Lab. :		27.01.2012

Datum tisku : 27.01.2012 13:22:10

Id : 156640



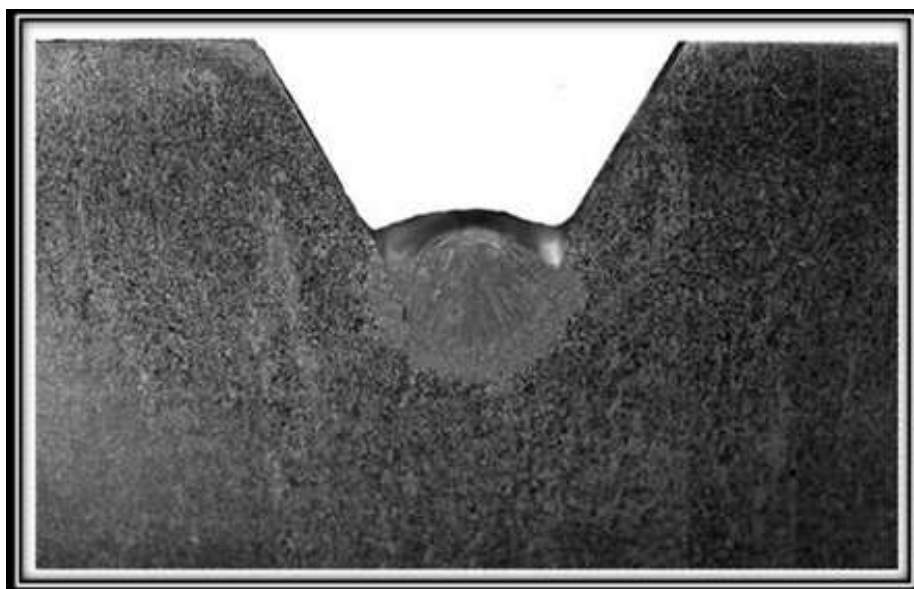
Obr. 36 Bruska Tegrapol-35 (vlevo) a světelný mikroskop Neophot 21 (vpravo)



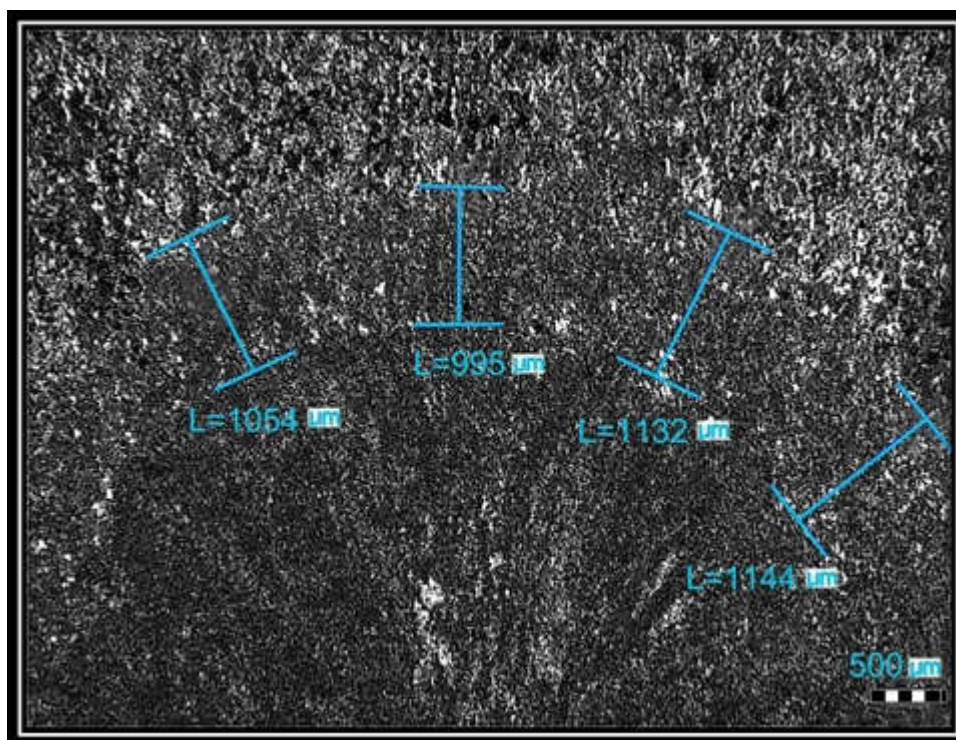
Obr. 37 Rozměry desky pro provedení zkušebních svarů



Obr. 38 TOO při obloukovém svařování obalenou elektrodou $\phi 2,5$



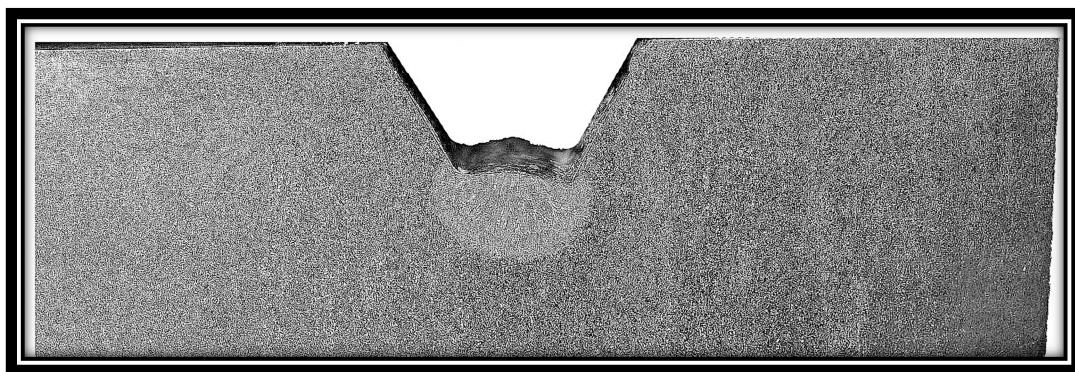
Obr. 39 Detail TOO při obloukovém svařování obalenou elektrodou ϕ 2,5



Obr. 40 Makrostruktura TOO při obloukovém svařování obalenou elektrodou ϕ 2,5

Tabulka 2 Délka TOO při svařování obalenou elektrodou ϕ 2,5

Délka							
Typ objektu	Druh měření	Číslo měření	Hodnota	Jednotky	Statistiky		
Úsečka	Délka	1	1105	μm	Veličina	Délka	
Úsečka	Délka	2	1307	μm	Počet měření	4	
Úsečka	Délka	3	1135	μm	Střední hodnota	1161	μm
Úsečka	Délka	4	1097	μm	Sm. odchylka	85,5	μm



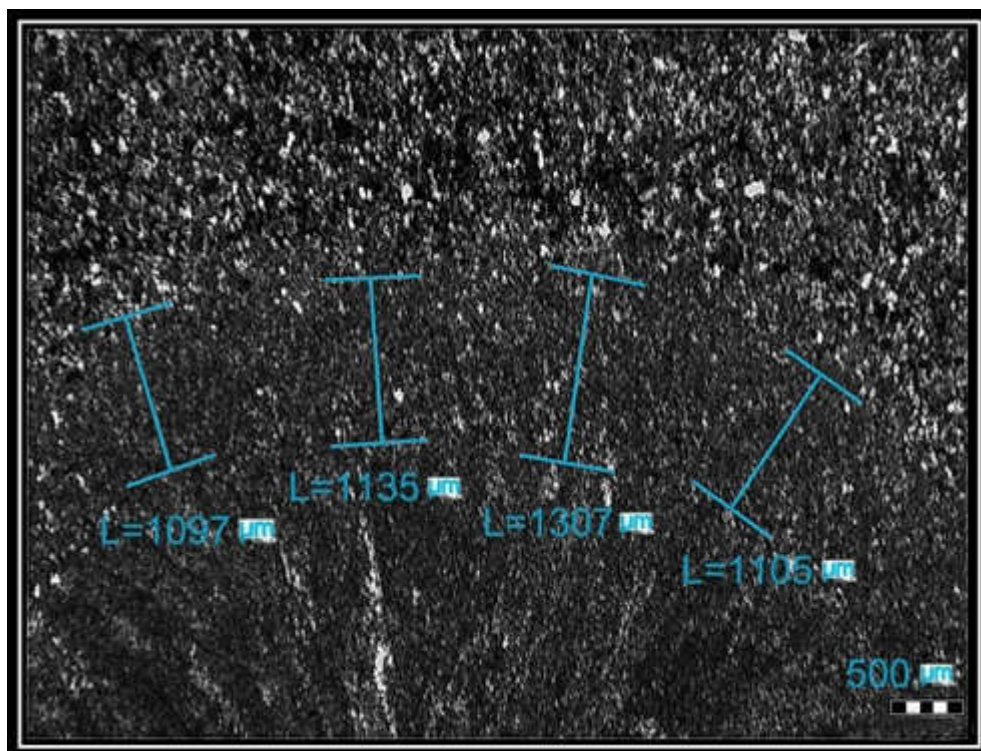
Obr. 41 TOO při obloukovém svařování obalenou elektrodou $\phi 3,2$



Obr. 42 Detail TOO při obloukovém svařování obalenou elektrodou $\phi 3,2$

Tabulka 3 Délka TOO při svařování obalenou elektrodou $\phi 3,2$

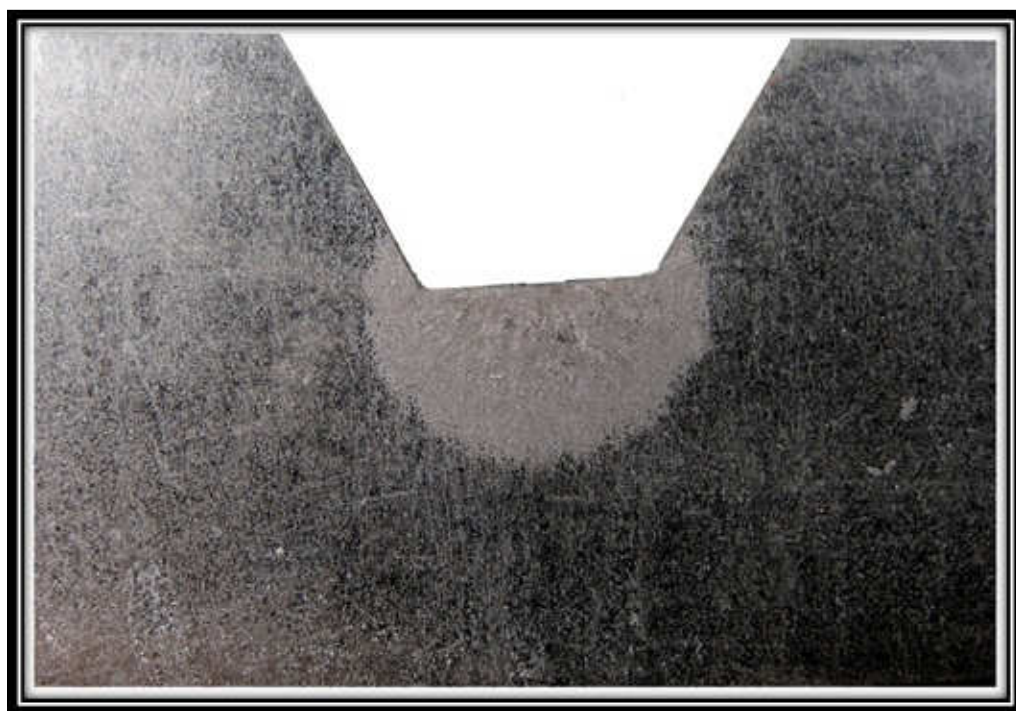
Délka							
Typ objektu	Druh měření	Číslo měření	Hodnota	Jednotky	Statistiky		
Úsečka	Délka	1	1054	μm	Veličina	Délka	
Úsečka	Délka	2	955	μm	Počet měření	4	
Úsečka	Délka	3	1132	μm	Střední hodnota	1071,3	μm
Úsečka	Délka	4	1144	μm	Sm. odchylka	75,5	μm



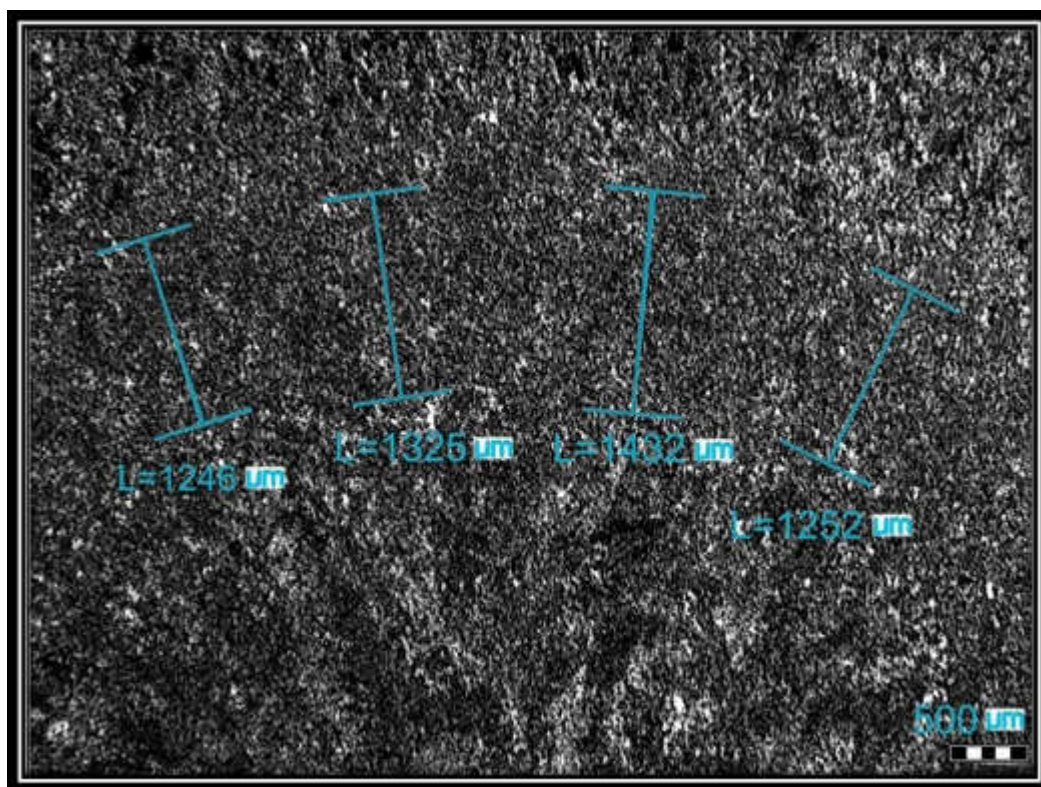
Obr. 43: Makrostruktura TOO při obloukovém svařování obalenou elektrodou $\phi 3,2$



Obr. 44: TOO svařování metodou TIG



Obr. 45: Detail TOO oblasti svaru při svařování metodou TIG



Obr. 46: Makrostruktura při svařování metodou TIG

Tabulka 4: Délka TOO při svařování metodou TIG

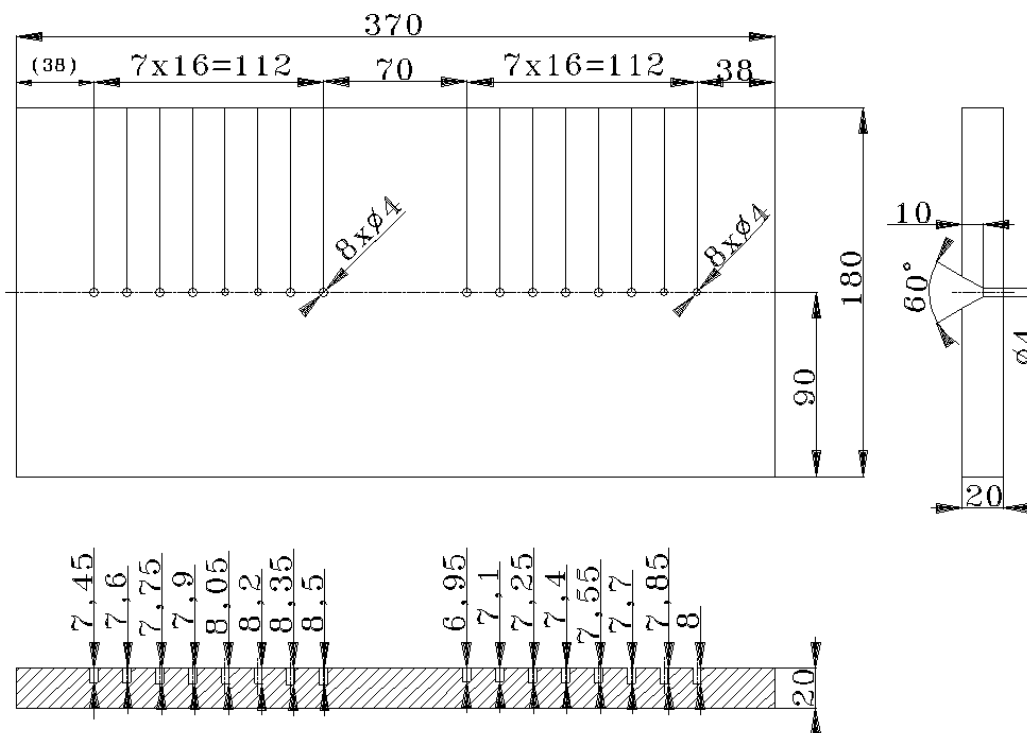
Délka							
Typ objektu	Druh měření	Číslo měření	Hodnota	Jednotky	Statistiky		
Úsečka	Délka	1	1252	μm	Veličina	Délka	
Úsečka	Délka	2	1432	μm	Počet měření	4	
Úsečka	Délka	3	1325	μm	Střední hodnota	1313,8	μm
Úsečka	Délka	4	1246	μm	Sm. odchylka	75	μm

Při porovnání získaných hodnot bylo zjištěno, že největší tepelně ovlivněná oblast vzniká při svařování metodou TIG u které byla střední naměřená hodnota $1313,8 \mu m$.

Při svařování obalenou elektrodou o $\phi 2,5$ mm byla střední naměřená hodnota $1161 \mu\text{m}$.

Nejmenší tepelně ovlivněná oblast byla u svařování ručním obloukovým svařováním obalenou elektrodou o $\phi 3,2$ mm a to střední naměřená hodnota $1071,3 \mu m$.

Ze získaných informací o tepelně ovlivněných oblastech jednotlivých metod byl sestaven výkres desky pro vlastní měření teplotních cyklů. V desce bylo zhotoveno 16 děr o průměru 4 mm sloužících k umístění termočlánků. Hloubka děr byla odstupňována od 6,95 mm do 8,0 mm a od 7,45 mm do 8,5 mm po 0,15 mm. Z důvodu nutnosti zhotovení ploché díry (kvůli pozdějšímu připevnění termočlánků) bylo třeba použít frézu s $\phi 4$ mm místo vrtáku.

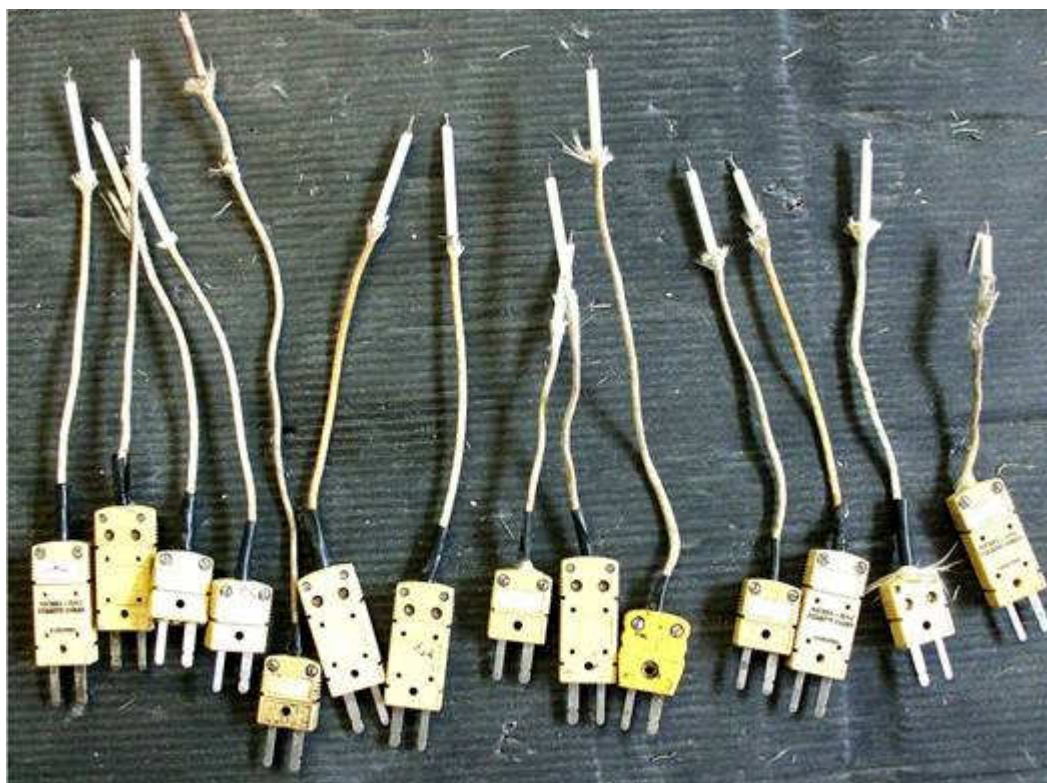


Obr. 47: Rozměry desky s navrtanými otvory pro termočlánky



Obr. 48: Detail obrábění děr pro termočlánky frézou $\phi 4$ mm

Po přípravě 2 desek, určených k měření teplotních cyklů, bylo třeba připravit vlastní termočlánky. Nejprve bylo třeba odizolovat 2 drátky nacházející se pod hlavní izolací. Na tyto drátky se následně připevnila keramická kapilára a konce drátků se zapletli do sebe. Kapiláry slouží k uložení a izolaci větví termočlánek při měření vysokých teplot. Takto připevněný termočlánek se kondenzátorovou odporovou svářečkou přivařil ke dnu ploché díry v desce z oceli P92. Bylo nutné zajistit co nejmenší kontakt termočlánek s měřeným místem z důvodu přesnosti měření. Konce přivařených termočláneků se napojily na kompenzační vedení s malým vlastním odporem, zajišťující spojení termočlánek a měřicí stanice OMB-DAQ-54/55/56. Za pomoci měřicí stanice a software Personal DaqView bylo následně možné získat grafické průběhy teplotních cyklů při svařování.



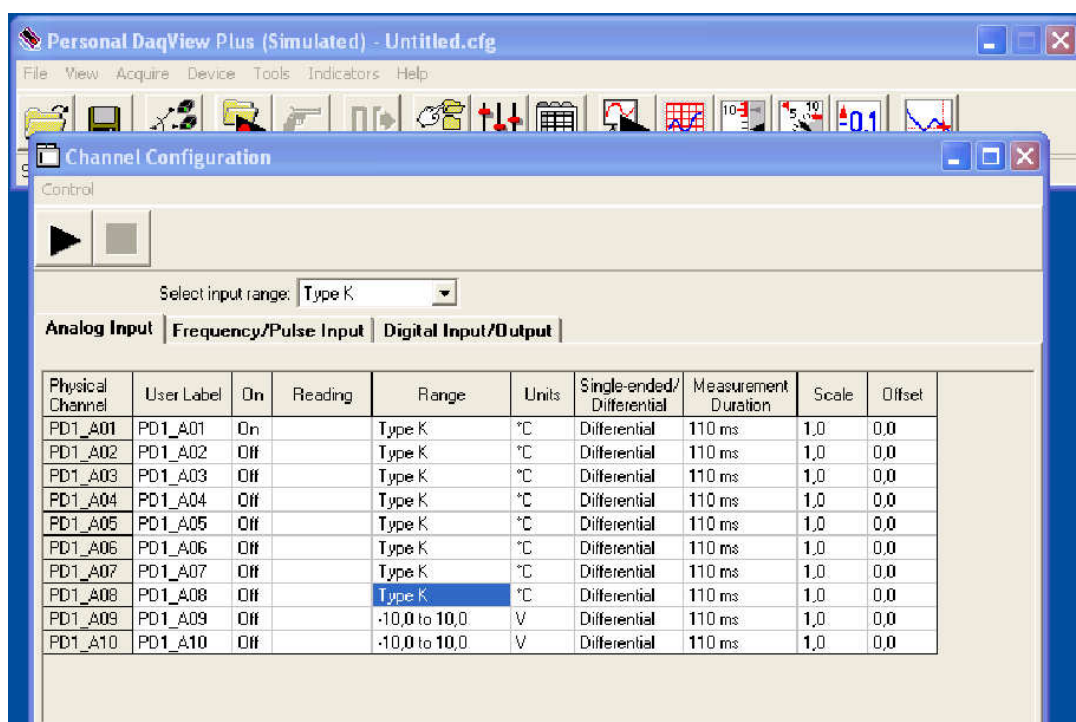
Obr. 49: Termočlánky s keramickou kapilárou



Obr. 50: Termočlánky přivařené kondenzátorovou odporovou svářečkou ke dnu díry



Obr. 51: Připojení kompenzačního vedení do měřicí stanice



Obr. 52: Program Personal DaqView pro měření teplotních cyklů

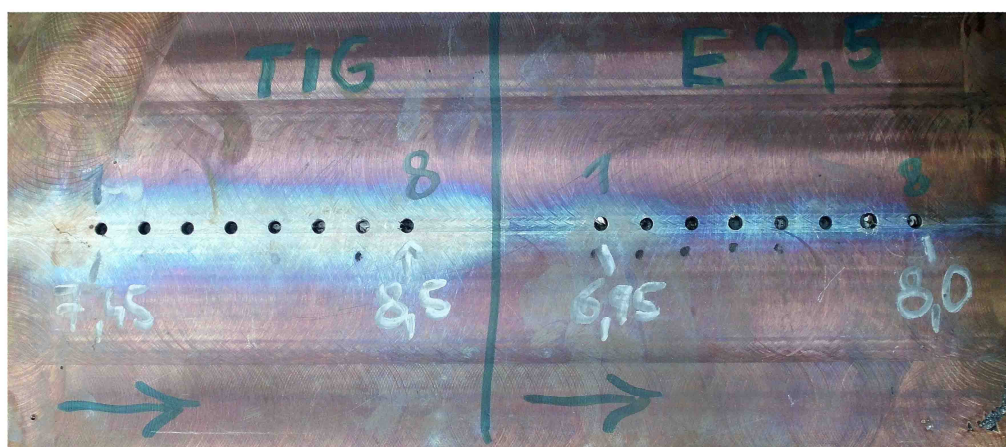
Před svařováním byl proveden předehřev desky na teplotu 250 °C. Předehřev se prováděl pomocí odporových deček.



Obr.53: Ohřev desky odporovou dečkou



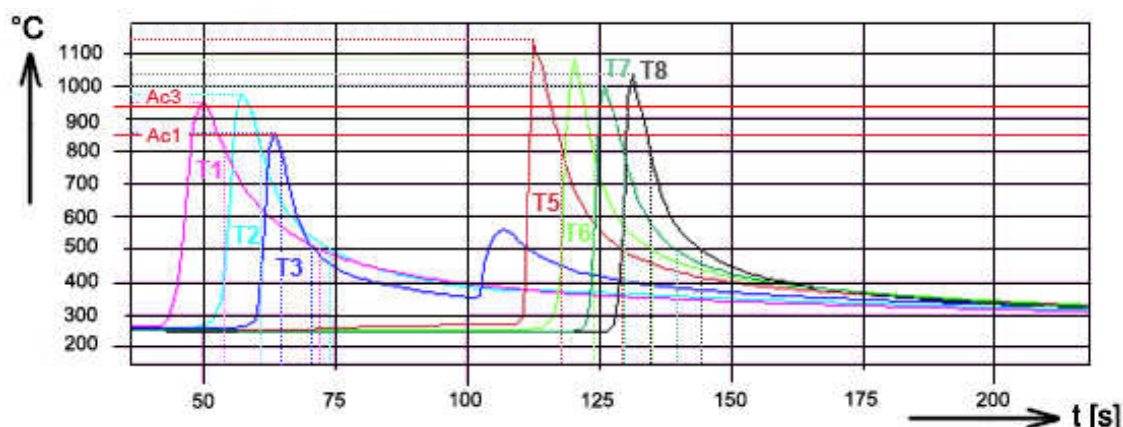
Obr. 54: Zkušební deska číslo 1 svařovaná elektrodou o $\phi 3,2$ mm



Obr. 55: Zkušební deska číslo 2 svařovaná metodou TIG a elektrodou o $\phi 2,5$ mm

5.1 Měření teplotních cyklů

Při svařování elektrodou o $\phi 2,5$ mm byla maximální naměřená teplota cyklů 1140 °C (u termočlánku číslo T5). Vzestup teploty v čase $t = 100$ s byl způsoben výměnou elektrody a pokračováním ve svařování elektrodou novou. Termočlánek číslo 1 se nacházel v pásnu částečné překrystalizace. Termočlánek číslo T3 se nacházel ve vyžíhané oblasti svaru. Termočlánek T2 a termočlánky T5-T8 měřily v pásnu normalizace. Jako reprezentativní termočlánky při tomto svařování byly zvoleny termočlánky T2,T3.



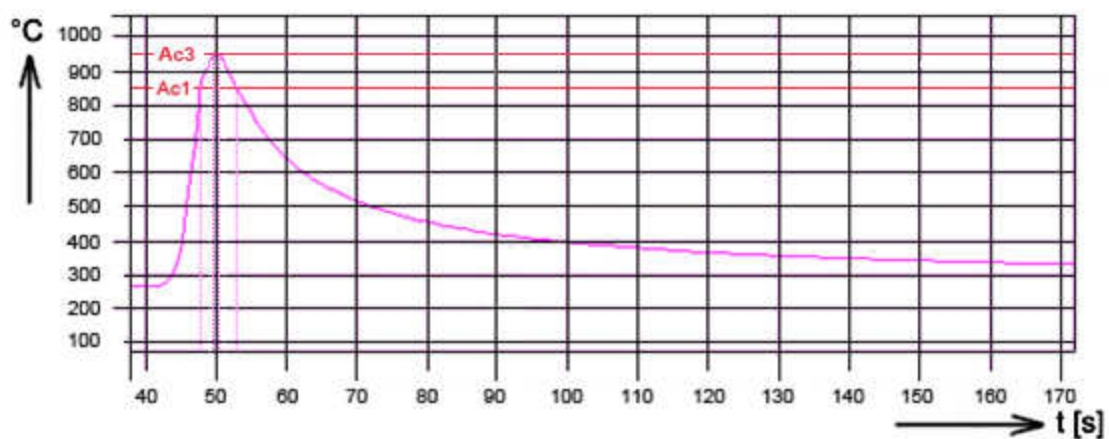
Obr. 56: Průběh teplotních cyklů při svařování elektrodou o $\phi 2,5$ mm

Tabulka 5 Parametry svařování – elektroda $\phi 2,5$

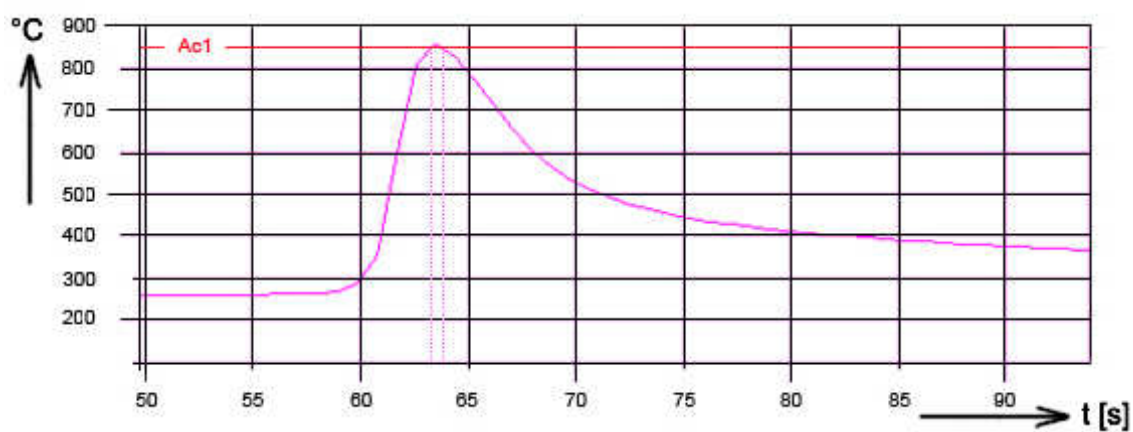
Průměr elektrody	Proud (A)	Napětí (V)	Typ proudu/polarita	Rychlost svařování (cm.min ⁻¹)	Tepelný příkon (kJ.cm ⁻¹)	Teplota přehřevu [°C]
$\phi 2,5$	94	24,2	DC/+	4,62	0,49	250

Tabulka 6: Parametry naměřených teplotních cyklů – elektroda 2,5 mm

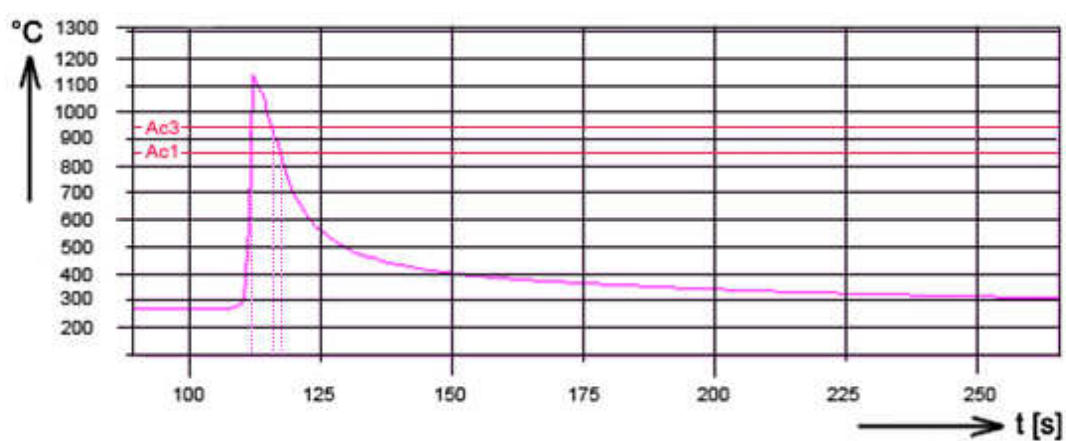
Označení vzorku	T max [°C]	$\Delta t_{8/5}$ [s]	Výdrž na teplotě [s]		Vzdálenost od HZ [mm]
			845 °C (A _{C1})	945 °C (A _{C3})	
T1-El.2,5 (Vzorek 4.1)	951	17,95	5,5	2,3	-
T2-El.2,5 (Vzorek 4.2)	969	13,00	5,2	3,0	1,40
T3-El.2,5 (Vzorek 4.3)	857	6,40	1,2	-	1,79
T5-El.2,5 (Vzorek 4.5)	1140	11,25	5,9	4,4	-
T6-El.2,5 (Vzorek 4.6)	1081	11,00	5,1	3,6	-
T7-El.2,5 (Vzorek 4.7)	999	9,75	4,3	3,0	-
T8-El.2,5 (Vzorek 4.8)	1036	9,50	4,6	3,0	-



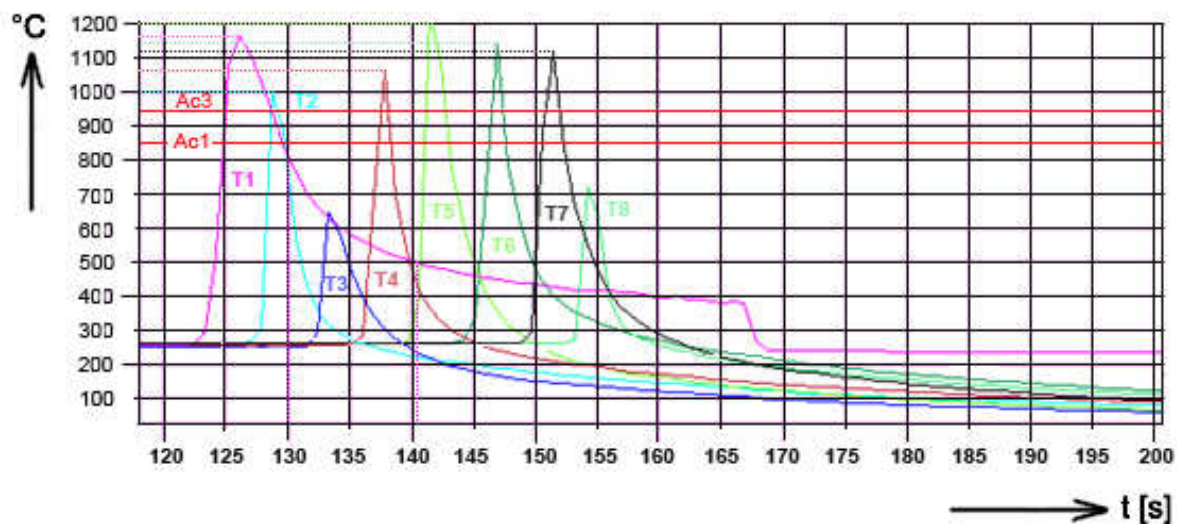
Obr. 57: Termočlánek číslo T1 (vzorek 4.1) při svařování elektrodou o ϕ 2,5 mm



Obr. 58: Termočlánek číslo T3 (vzorek 4.3) při svařování elektrodou o ϕ 2,5 mm



Obr. 59: Termočlánek číslo T5 (vzorek 4.5) při svařování elektrodou o ϕ 2,5 mm



Obr. 60: Průběh teplotních cyklů při svařování elektrodou o ϕ 3,2 mm – strana s menší tloušťkou materiálu pod svarem

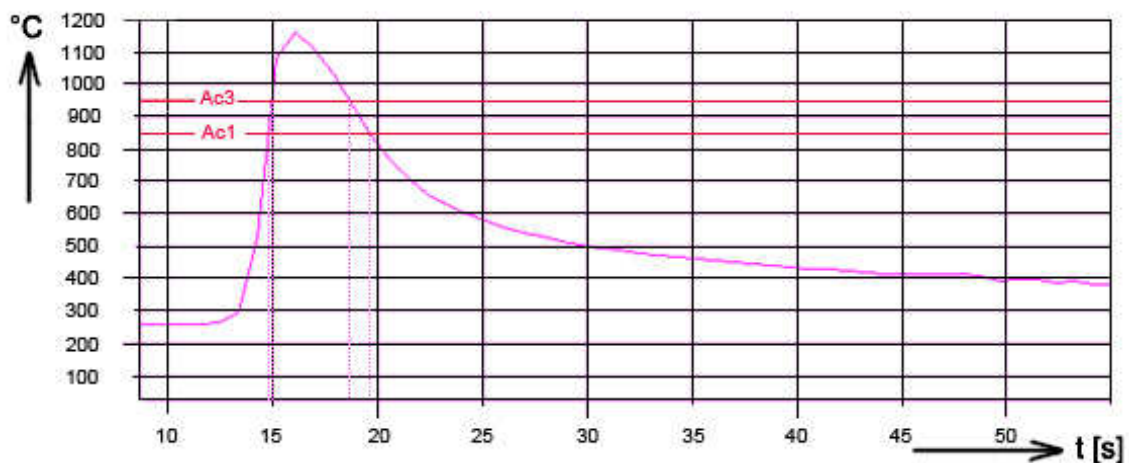
Tabulka 7: Parametry svařování – elektroda ϕ 3,2; menší tloušťka materiálu pod svarem

Průměr elektrody	Proud (A)	Napětí (V)	Typ proudu/polarita	Rychlost svařování (cm.min ⁻¹)	Tepelný příkon (kJ.cm ⁻¹)	Teplota přehřevu [°C]
ϕ 3,2	117	25,7	DC/+	2,93	0,82	250

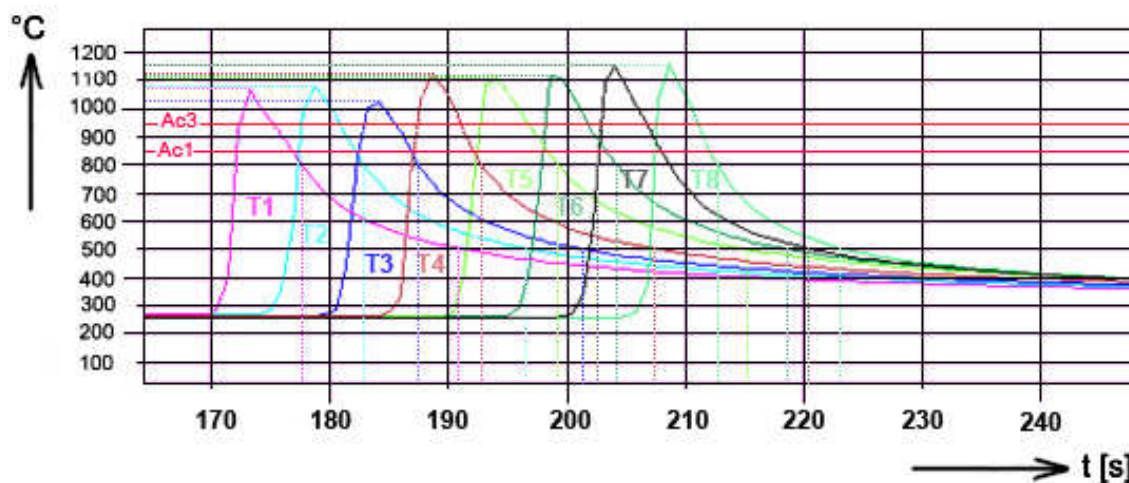
Při svařování elektrodou o ϕ 3,2 mm při menší tloušťce materiálu pod svarem došlo při svařování k odpadnutí termočlánků číslo T2-T8. Reprezentativní průběh teplotního cyklu je zde cyklus naměřený termočlánkem číslo 1.

Tabulka 8: Parametry naměřených teplotních cyklů – elektroda 3,2 mm (strana s menší tloušťkou materiálu pod svarem)

Označení vzorku	T max [°C]	$\Delta t_{8/5}$ [s]	Výdrž na teplotě [s]		Vzdálenost od HZ [mm]
			845 °C (A _{C1})	945 °C (A _{C3})	
T1-El.3,2-MT (vzorek 1.1)	1164	10,05	5	4	-
T2-El.3,2-MT (vzorek 1.2)	998	-	-	-	-
T4-El.3,2-MT (vzorek 1.4)	1060	-	-	-	-
T5-El.3,2-MT (vzorek 1.5)	1234	-	-	-	-
T6-El.3,2-MT (vzorek 1.6)	1141	-	-	-	-
T7-El.3,2-MT (vzorek 1.7)	1113	-	-	-	-



Obr. 61: Termočlánek číslo T1 (vzorek 1.1) při svařování elektrodou o ϕ 3,2 mm - strana s menší tloušťkou materiálu pod svarem



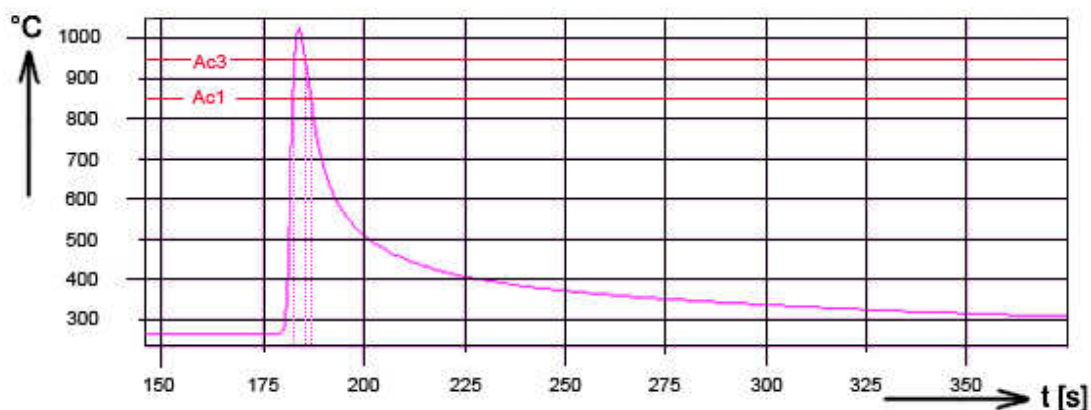
Obr. 62 Průběh teplotních cyklů při svařování elektrodou o ϕ 3,2 mm – strana s větší tloušťkou materiálu pod svarem

Tabulka 9: Parametry svařování – elektroda ϕ 3,2; větší tloušťka materiálu pod svarem

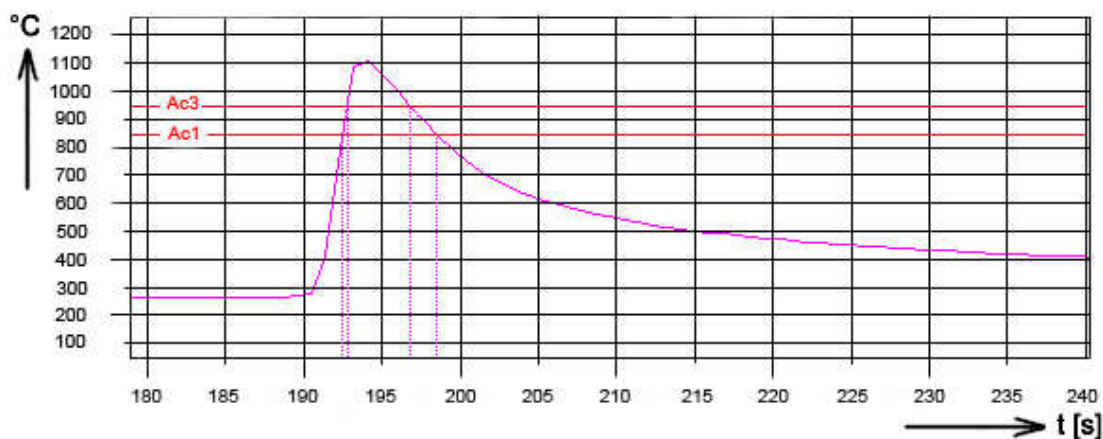
Proud (A)	Napětí (V)	Typ proudu/ polarita	Rychlost svařování (cm.min ⁻¹)	Tepelný příkon (kJ.cm ⁻¹)	Teplota předehřevu [°C]
117	25,7	DC/+	4,61	0,52	250

Tabulka 10: Parametry naměřených teplotních cyklů – elektroda 3,2 mm (strana s větší tloušťkou materiálu pod svarem)

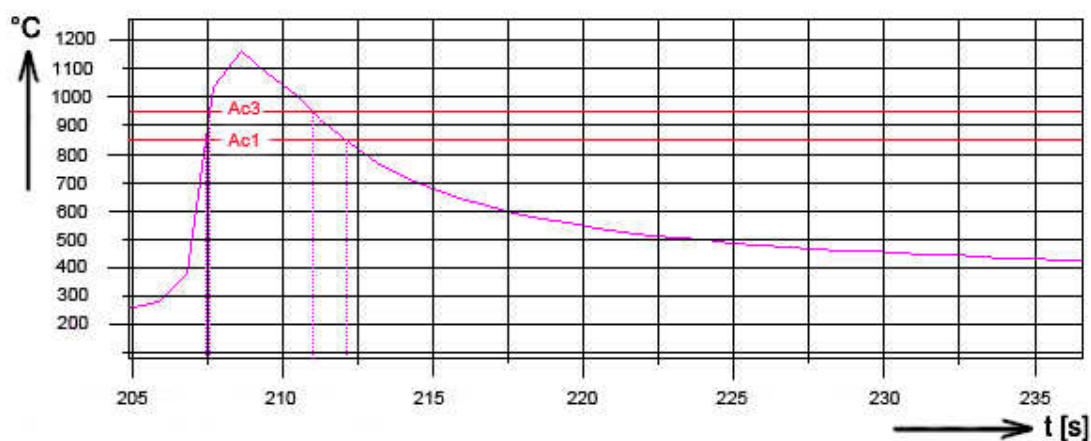
Označení vzorku	T max [°C]	$\Delta t_{8/5}$ [s]	Výdrž na teplotě [s]		Vzdálenost od HZ [mm]
			845 °C (A_{C1})	945 °C (A_{C3})	
T1-El.3,2-VT (vzorek 2.1)	1065	13,75	5,0	3,2	-
T2-El.3,2-VT (vzorek 2.2)	1079	14,1	4,9	3,6	-
T3-El.3,2-VT (vzorek 2.3)	1028	13,95	4,8	2,8	1,09
T4-El.3,2-VT (vzorek 2.4)	1126	14,85	5,0	3,9	-
T5-El.3,2-VT (vzorek 2.5)	1110	22,4	6,0	4,3	-
T6-El.3,2-VT (vzorek 2.6)	1118	19,36	5,5	3,8	-
T7-El.3,2-VT (vzorek 2.7)	1151	16,65	5,3	4,0	-
T8-El.3,2-VT (vzorek 2.8)	1161	10,85	4,8	3,7	0,74



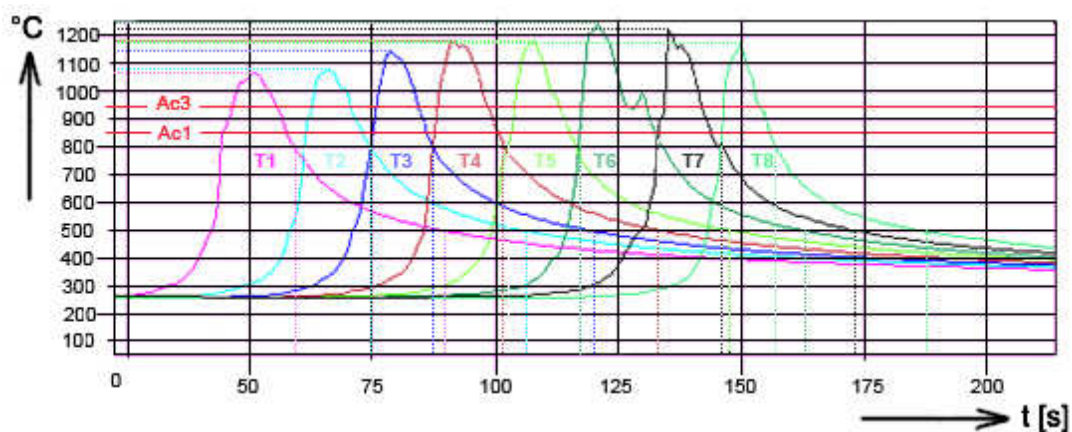
Obr. 63: Termočlánek T3 (vzorek 2.3) při svařování elektrodou o ϕ 3,2 mm – strana s větší tloušťkou materiálu pod svarem



Obr. 64: Termočlánek T5 (vzorek 2.5) při svařování elektrodou o ϕ 3,2 mm – strana s větší tloušťkou materiálu pod svarem



Obr. 65: Termočlánek T8 (vzorek 2.8) při svařování elektrodou o ϕ 3,2 mm – strana s větší tloušťkou materiálu pod svarem



Obr. 66: Průběh teplotních cyklů při svařování metodou TIG

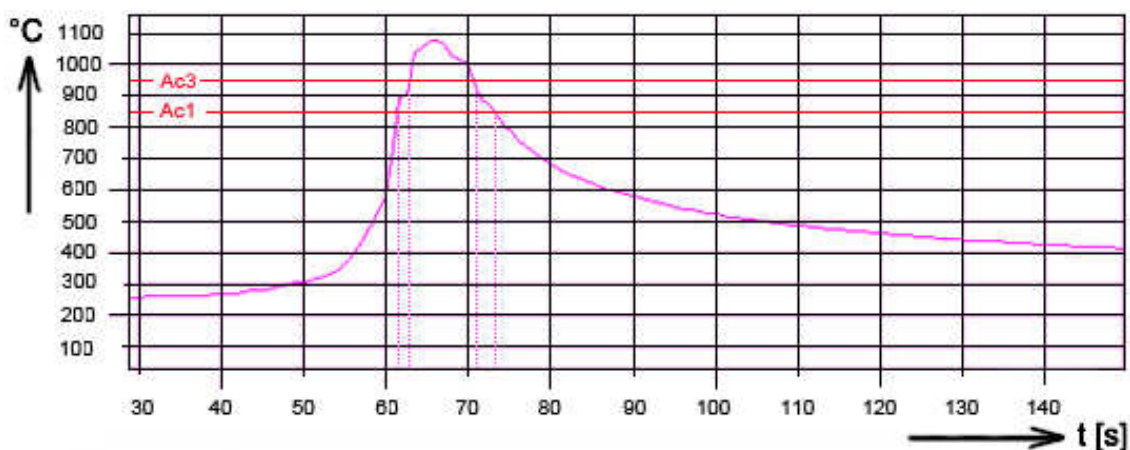
Tabulka 11: Parametry svařování – svařování metodou TIG

Proud (A)	Napětí (V)	Typ proudu/ polarita	Rychlost svařování (cm.min ⁻¹)	Tepelný příkon (kJ.cm ⁻¹)	Teplota předehřevu [°C]
161	14	DC/-	0,98	0,92	250

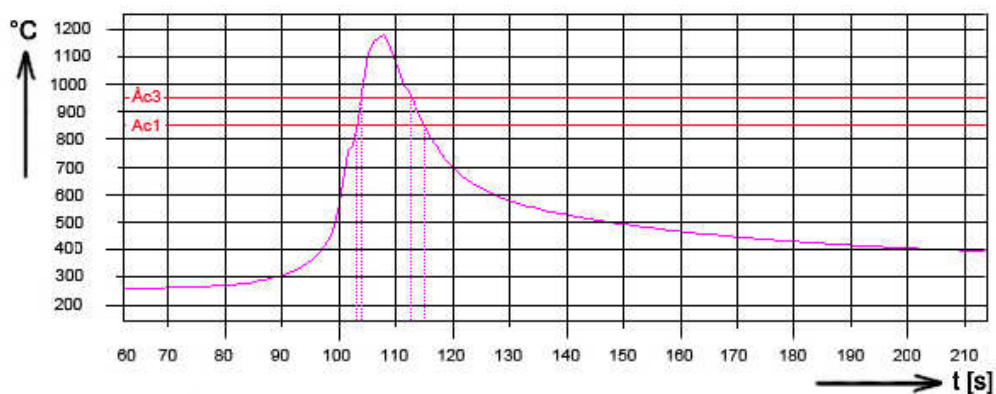
Při svařování metodou TIG byla maximální naměřená teplota 1240 °C. U termočlánu T6 byla při chladnutí v čase $t=125$ s pozorována odchylka, způsobená zhasnutím a opětovným zapálením oblouku.

Tabulka 12: Parametry naměřených teplotních cyklů – metoda TIG

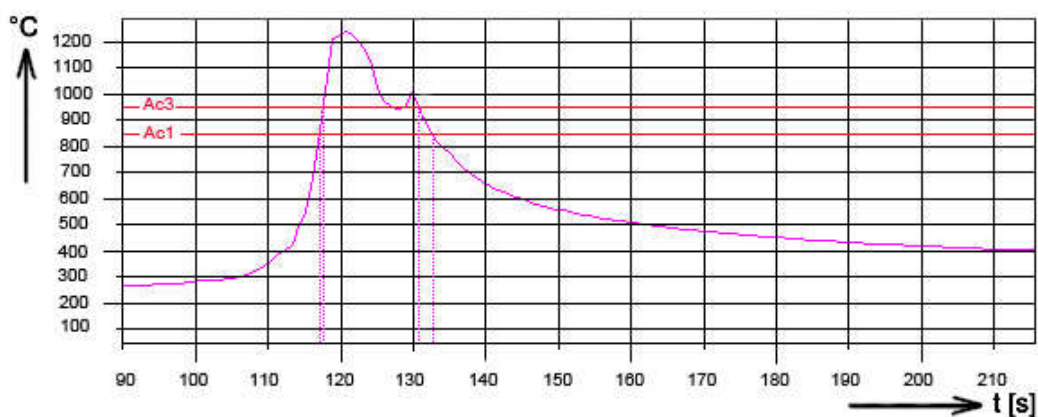
Označení vzorku	T max [°C]	$\Delta t_{8/5}$ [s]	Výdrž na teplotě [s]		Vzdálenost od HZ [mm]
			845 °C (A_{C1})	945 °C (A_{C3})	
T1-TIG (vzorek 3.1)	1067	29,3	13,72	9,14	-
T2-TIG (vzorek 3.2)	1081	31	12,29	8,43	-
T3-TIG (vzorek 3.3)	1143	31,35	11,28	8,84	-
T4-TIG (vzorek 3.4)	1183	31,1	12,9	10,26	-
T5-TIG (vzorek 3.5)	1179	31,35	12,4	9,04	-
T6-TIG (vzorek 3.6)	1240	28,35	12,6	9,55	0,75
T7-TIG (vzorek 3.7)	1223	27,65	10,97	7,92	-
T8-TIG (vzorek 3.8)	1174	29,2	10,16	7,42	-



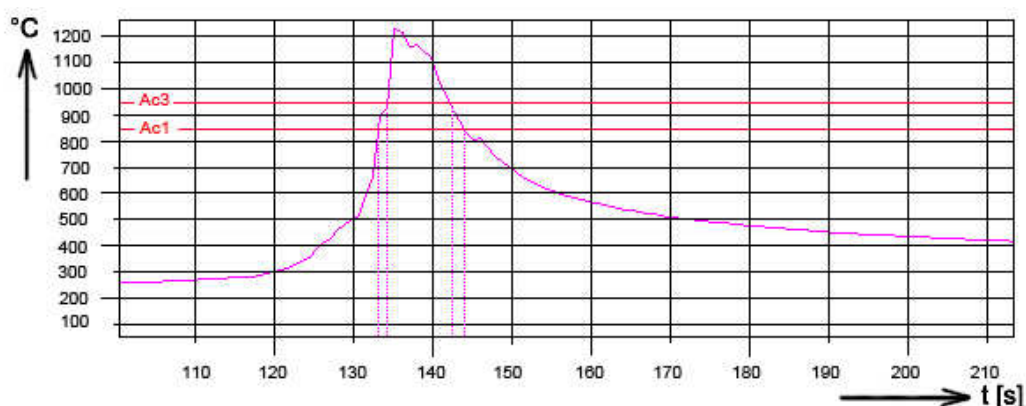
Obr. 67: Teplotní cyklus termočlánku T2 (vzorek 3.2) při svařování metodou TIG



Obr. 68: Teplotní cyklus termočlánku T5 (vzorek 3.5) při svařování metodou TIG



Obr. 69: Teplotní cyklus termočlásku T6 (vzorek 3.6) při svařování metodou TIG



Obr. 70: Teplotní cyklus termočlásku T7 (vzorek 3.2) při svařování metodou TIG

5.2 Metalografie vybraných vzorků

Vybrané vzorky v místě spoje termočlásků s deskou byly připraveny pro metalografickou analýzu. Po vlastním odebrání bylo provedeno zalití odebraných částí zkoumané desky do metylmetakrylátové lící pryskyřice nazvané Dentacryl. Dentacryl se vyrábí jako prášek a tekutina. Smísením těchto dvou vytvrditelných složek vznikla bezbarvá až mírně nažloutlá hmota, sloužící k upevňování vzorků před provedením broušení. Po vybroušení a naleptání leptadlem Vilella-Bain byla provedena dokumentace mikrostruktury a makrostruktury vzorků.



Obr. 71: Prášek a roztok Dentacrylu

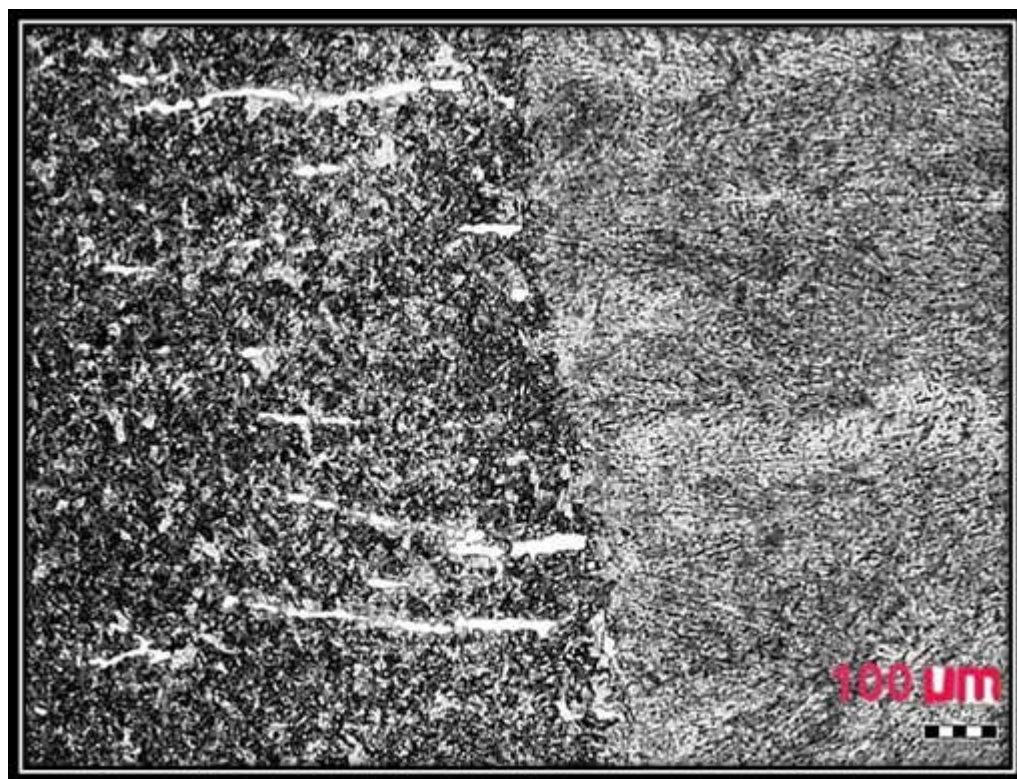


Obr. 72: Zalévání vzorků do pryskyřice Dentacryl

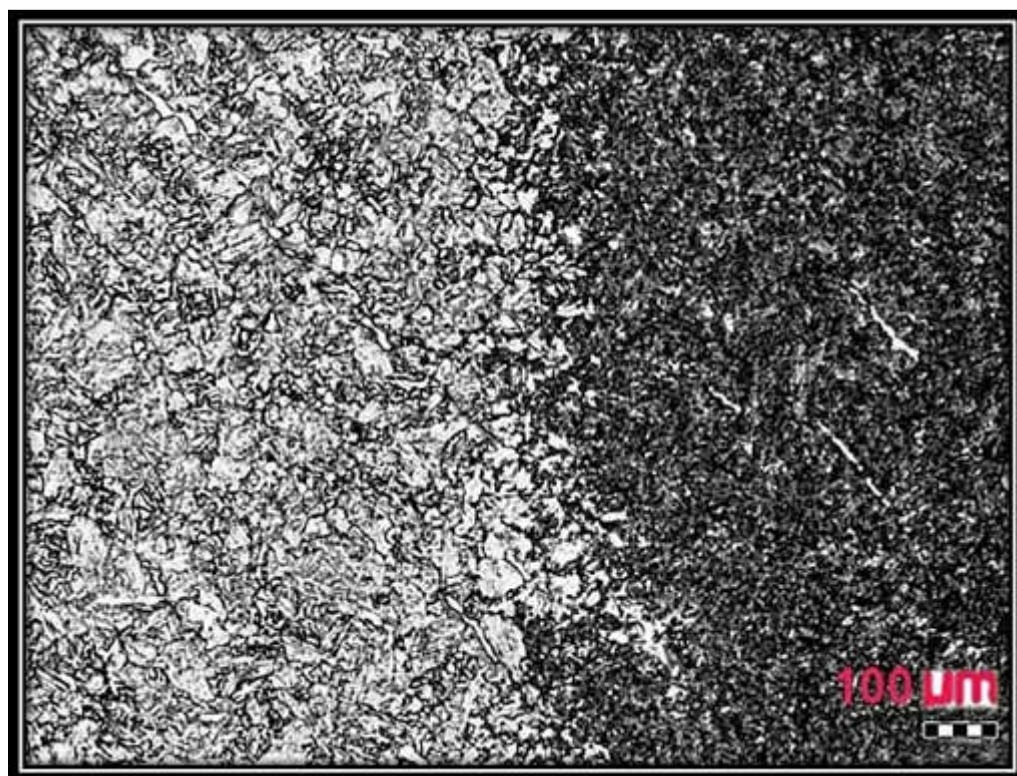
Mikrostruktura zkoumaných pásem



Obr. 73: svarový kov oceli P92 – vzorek 2.8 (lící struktura tvořená popuštěným martenzitem)

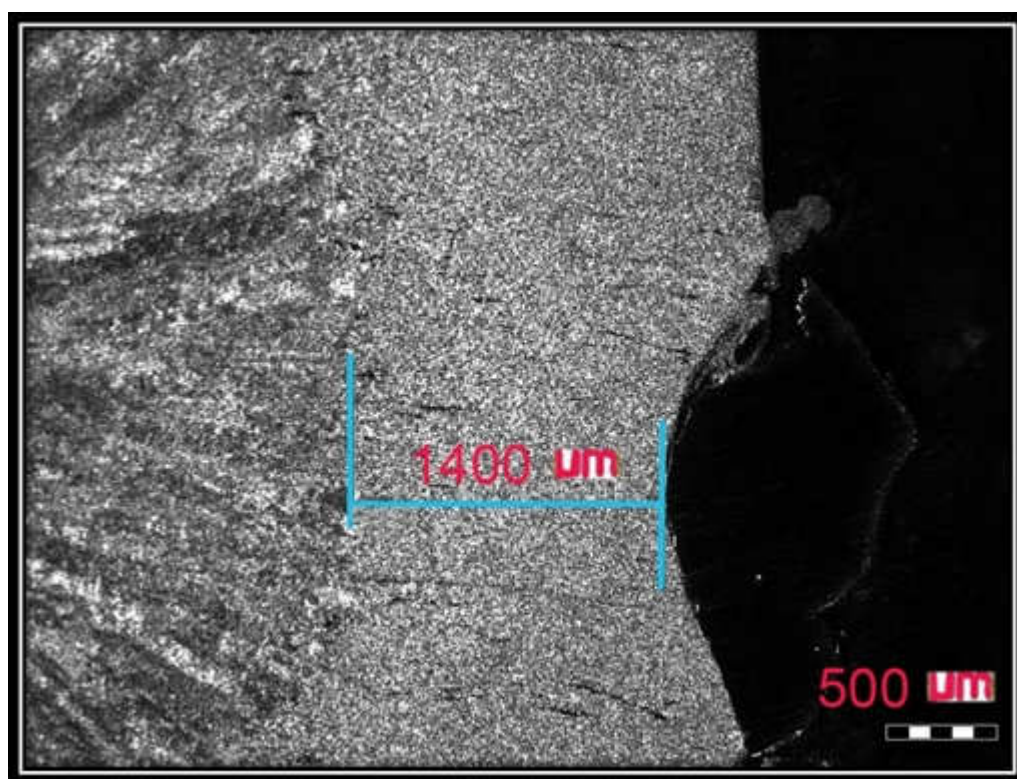


Obr. 74: hranice ztavení oceli P92 – vzorek 4.3 (vlevo TOO, vpravo svarový kov)

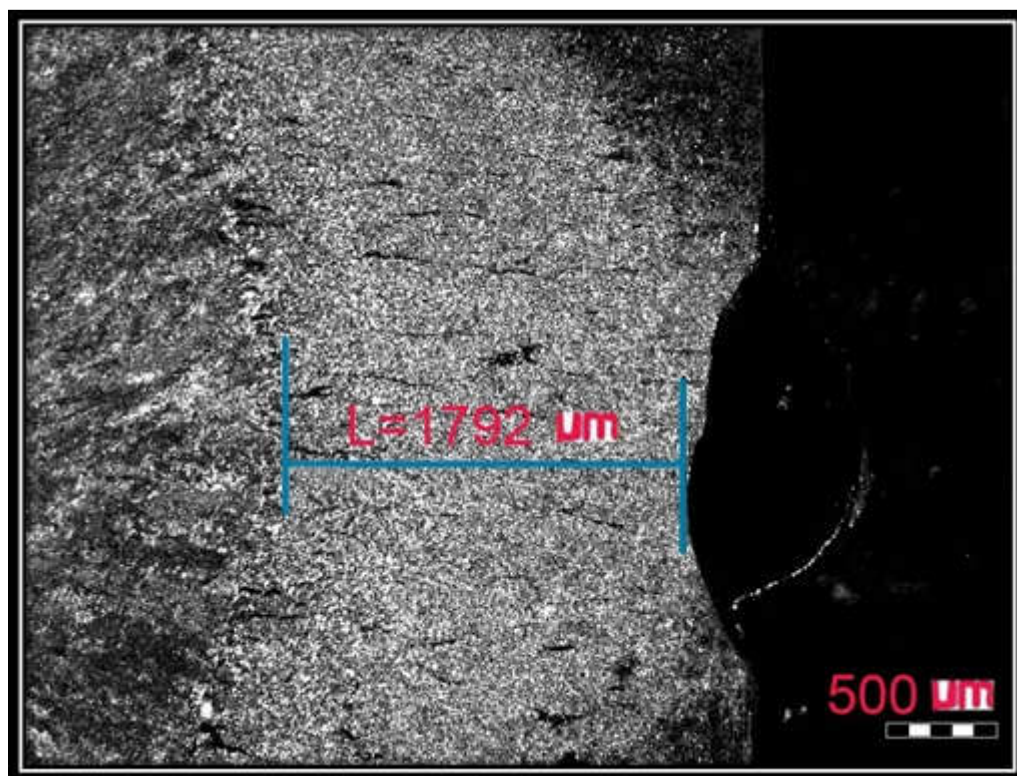


Obr. 75: přechod TOO a ZM oceli P92 – vzorek 2.3 (vlevo základní materiál, vpravo TOO)

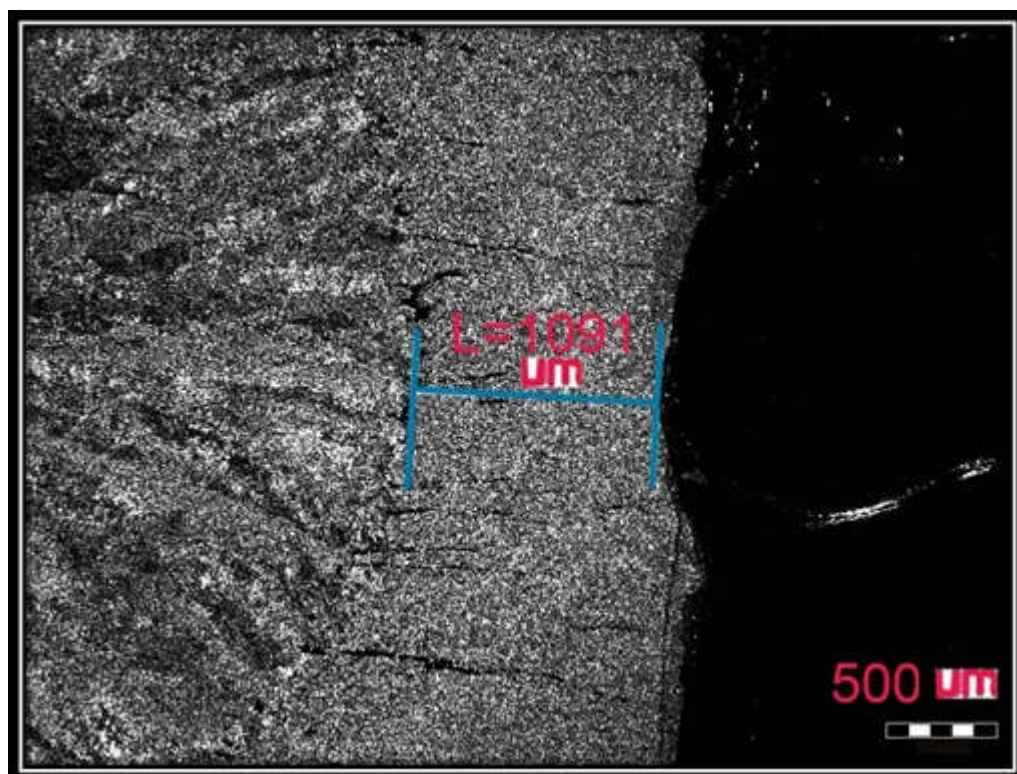
Makrostruktura jednotlivých vzorků



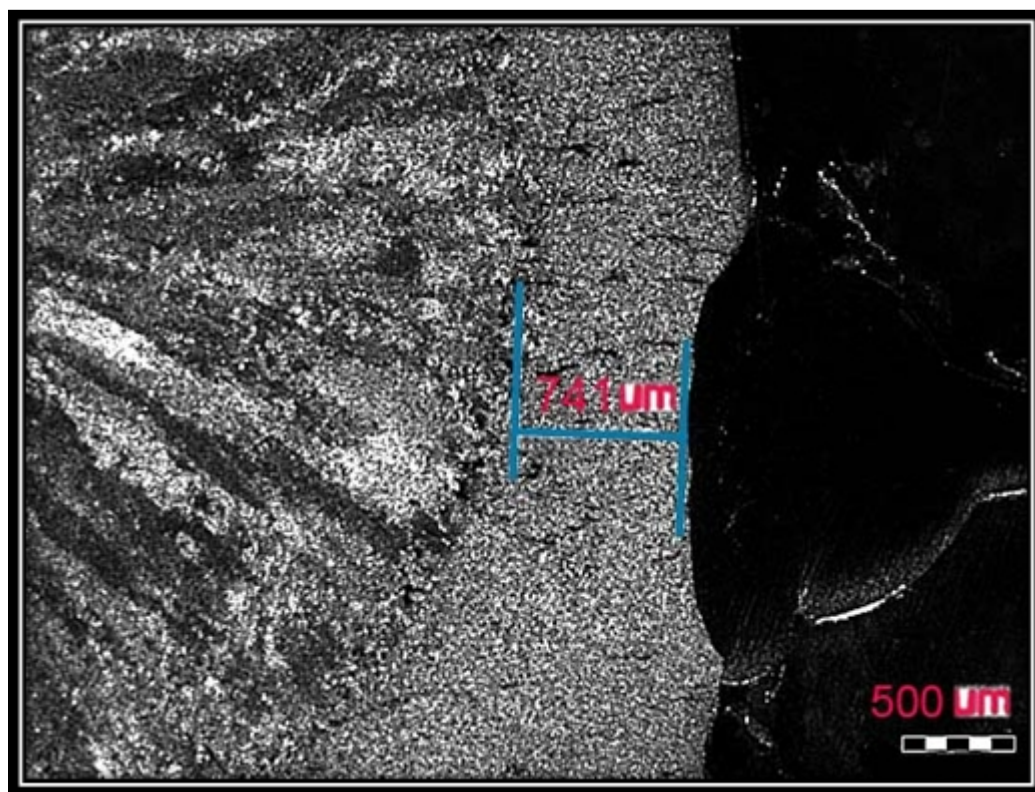
Obr. 76: Makrostruktura vzorku 4.2 svařovaného elektrodou ϕ 2,5 mm – termočlánek č. T2



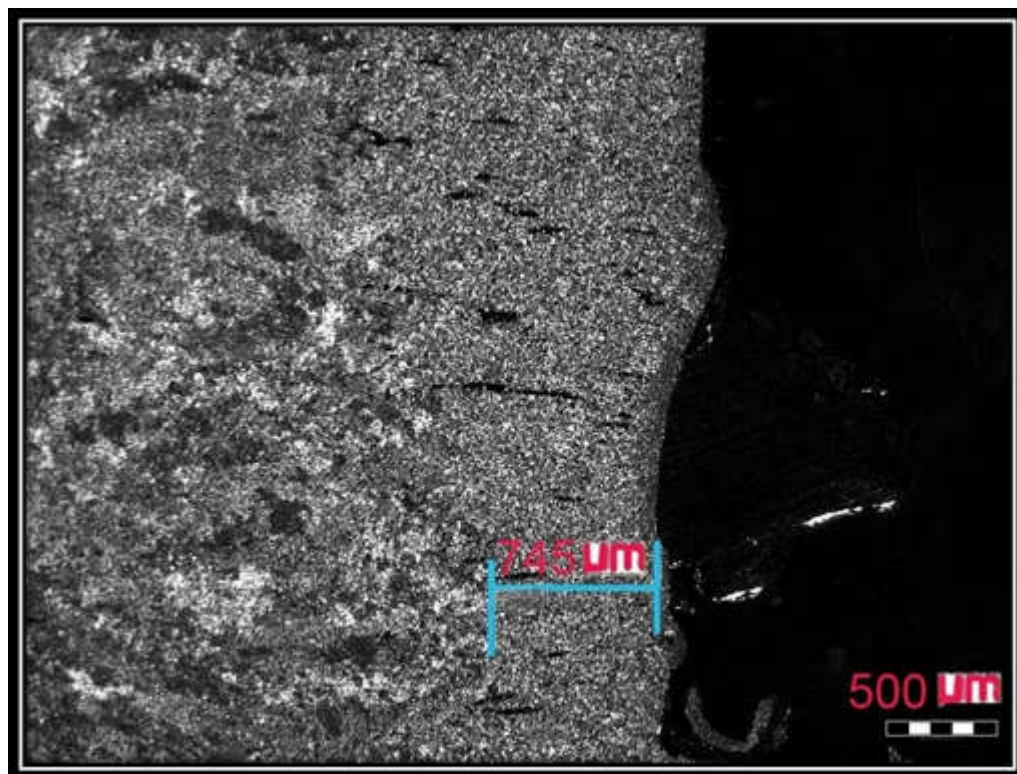
Obr. 77: Makrostruktura vzorku 4.3 svařovaného elektrodou ϕ 2,5 mm – termočlánek č. T3



Obr. 78: Makrostruktura vzorku 2.3 svařovaného elektrodou ϕ 3,2 mm – termočlánek č. T3



Obr. 79: Makrostruktura vzorku 2.8 svařovaného elektrodou ϕ 3,2 mm – termočlánek č. T8



Obr. 80: Makrostruktura vzorku 3.6 svařovaného metodou TIG – termočlánek č. T6

Mikrostrukturní šetření bylo prováděno po metalografické přípravě a naleptání leptadlem Villela – Bain. Mikrostruktura svarového kovu je lici, tvořená popuštěným martenzitem. Mikrostruktura teplem ovlivněné oblasti u hranice ztavení je jemnozrná, martenzitická, popuštěná s vyloučeným δ -feritem. Mikrostruktura základního materiálu je hrubozrnější, tvořená popuštěným martenzitem a δ -feritem. Ve všech kontrolovaných oblastech se nechází jemné karbidy vyloučené v obou fázích struktury.

6 Srovnání naměřených hodnot s dostupnými zdroji

Pro proces modelování charakteristik teplotních cyklů jednotlivých druhů pásem TOO je nutné zjištění teplot A_{C1} , A_{C3} a T_p . Tyto hodnoty byly zjištěny ve firmě Flash Steel Power a.s, kde byl sestrojen ARA diagram oceli P92. Z diagramu lze odečíst, že teplota $A_{C1} = 845\text{ °C}$ a teplota $A_{C3} = 945\text{ °C}$. Z práce [44] vyplývá teplota přehřátí $T_p = 1300\text{ °C}$. Z těchto teplot byly odvozeny následující teploty pro modelování pásem TOO svarového spoje oceli P92.

Rozsah pásem jednotlivých oblastí:

- A_{C1} až A_{C3} – pásmo částečné **překrystalizace** => 845 °C až 945 °C
- A_{C3} až T_p – pásmo **normalizace** => 945 °C až 1300 °C
- více než T_p – pásmo **přehřátí** => nad 1300 °C

Tabulka 13: Návrh středních teplot pro jednotlivá pásma

pásmo přehřátí	1350 °C
pásmo normalizace	1120 °C
pásmo částečné překrystalizace	900 °C

Vlastní výsledky měření

Tabulka 14: Průměrné hodnoty pásem u jednotlivých metod svařování

Označení vzorku	T max [°C]	$\Delta t_{8/5}$ [s]	Výdrž na teplotě [s]	
			845 °C (A _{C1})	945 °C (A _{C3})
Pásmo částečné překrystalizace				
Elektroda ϕ 2,5	857	6,4	1,18	-
Pásmo normalizace				
Elektroda ϕ 2,5	1029	12	5	3
Elektroda ϕ 3,2 MT	1164	10	5	4
Elektroda ϕ 3,2 VT	1105	16	5	4
TIG	1161	30	12	9

Naměřené hodnoty odpovídají teoreticky stanoveným hodnotám. Na základě srovnání hodnot z literatury [44] a vlastního měření navrhuji základní charakteristiky pro modelování jednotlivých pásem TOO svarového spoje, viz. tabulka 15 – tabulka 17.

Tabulka 15: Charakteristiky pro modelování pásem TOO - elektroda ϕ 2,5 mm

	Tmax [°C]	$\Delta t_{8/5}$ [s]
pásma normalizace	1080	12
pásma částečné překrystalizace	880	7

Tabulka 16: Charakteristiky pro modelování pásem TOO - elektroda ϕ 3,2 mm

	Tmax [°C]	$\Delta t_{8/5}$ [s]
pásma normalizace	1100	16

Tabulka 17: Charakteristiky pro modelování pásem TOO – metoda TIG

	Tmax [°C]	$\Delta t_{8/5}$ [s]
pásma normalizace	1100	30

7 Závěr

Předložená ocel P92 patří mezi špičkové modifikované 9-12% Cr žárovevné oceli, vyznačující se vysokou úrovní meze pevnosti při tečení. Tyto oceli jsou odolné proti creepu z důvodu martenzitické mikrostruktury a disperze částic $M_{23}C_6$, a především částic MX.

V teoretické části diplomové práce byly popsány nejdůležitější fáze, vyskytující se v oceli při vysokých teplotách a zatížení. Znalost vznikajících fází a jejich chování je nezbytná, výrazně totiž ovlivňují podstatné vlastnosti oceli (žárovevnost). Pozornost byla věnována využití oceli P92 při výstavbě nadkritických bloků tepelných elektráren, především při konstrukci parovodního potrubí a přehříváku. Další sledovanou oblastí je odolnost oceli P92 proti oxidaci na vzduchu a v páře. Z textu vyplývá, že odolnost oceli proti oxidaci na vzduchu je výborná díky vzniku dobře přilnavých ochranných oxidických vrstev. V prostředí obsahujícím páru jsou oxidické vrstvy porézní a odolnost oceli P92 v tomto prostředí je nedostatečná. V závěrečné kapitole úvodní části jsou popsány jednotlivé mechanismy tečení a význam creepových map, díky kterým lze konkrétní mechanismus určit. Pozornost je věnována i teoretickému rozboru teplotních cyklů při svařování.

Hlavní přínos práce spočívá v naměření průběhu teplotních cyklů při svařování oceli P92 metodou ručního obloukového svařování obalovanou elektrodou a metodou TIG. V praktické části byly v kapitole 5.1 naměřeny grafy průběhu teplotních cyklů a následně určeny maximální teploty a doba chladnutí $\Delta t_{8/5}$. Nejslabším článkem každé konstrukce z hlediska odolnosti proti tečení jsou svarové spoje. Je proto nutné věnovat problematice svařování oceli P92 zvýšenou pozornost. V práci jsou navrženy vhodné parametry teplotních cyklů pro následné modelování pásem TOO svarového spoje. Výsledky diplomové práce budou tedy využity pro simulaci teplotních cyklů jednotlivých oblastí tepelně ovlivněné zóny. Jednotlivá pásma tepelně ovlivněné zóny se vyznačují rozdílnou mikrostrukturou a mechanickými vlastnostmi a rozdílnou odolností proti tečení. Určit vlastnosti jednotlivých zón lze pouze za použití metody modelování teplotních cyklů, kde lze získat dostatečně velký vzorek s mikrostrukturou jednotlivé zóny TOO. Naměřené výsledky jsou důležitým podkladem pro modelování teplotních cyklů při jednovrstvém svařování oceli P92. Tato diplomová práce je tedy první fází rozsáhlého experimentálního programu. Výsledky tohoto programu teprve potvrdí, které pásmo je nejslabší, nebo naopak nejlepší z hlediska mechanických a žárovevných vlastností.

Poděkování

Děkuji vedoucímu práce Ing. Petru Mohylovi, Ph.D. za cenné rady a příkladné vedení v průběhu celé tvorby mé diplomové práce.

Můj dík také patří pracovníkovi Českého svářečského ústavu Petru Pustějovskému za provedení svarových spojů na zkušebních vzorcích oceli P92. Současně děkuji Ing. Xenii Ševčíkové a Ing. Vladislavovi Ochodkovi za pomoc při experimentální části. V neposlední řadě bych rád poděkoval Ing. Naděždě Žvakové a Lence Wulavové za pomoc při zjištění makrostruktury a mikrostruktury zkoumaných desek po vlastním svaření.

Seznam pramenů a literatury

[1] VOLF, O. *Ověření vlivu tepelného zpracování na vlastnosti progresivních žárupevných ocelí*. Brno, 2009. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce doc. Ing. Ladislav Daněk, CSc. Dostupné z:

<http://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=18215>

[2] NATESAN, K.; PUROHIT, A.; TAM, S. W. ARGONNE NATIONAL LABORATORY. *Materials Behavior in HTGR Environments* [online]. 2003 [cit. 2012-05-10]. Dostupné z: <<http://pbadupws.nrc.gov/docs/ML0323/ML032370015.pdf>>

[3] ENNIS, P. J.; CZYRSKA-FILEMONOWICZ, A. *Creep resistant steels for power plant: Recent Advances in Creep Resistant Steels for Power Plant Applications* [online]. 2002, vol. 1, no. 1 [cit. 2012-05-10]. Dostupné z: <<http://www.ommi.co.uk/PDF/Articles/32.pdf>>

[4] KLUEH, R. L. *Elevated-temperature ferritic and martensitic steels and their application to future nuclear reactors* [online]. 2004, November [cit. 2012-05-10]. Dostupné z: <<http://www.ornl.gov/~webworks/cppr/y2001/rpt/121054.pdf>>

[5] ABE, F. *Materials Science and Engineering A: Analysis of creep rates of tempered martensitic 9%Cr steel based on microstructure evolution* [online]. 2009, s. 64-69 [cit. 2012-05-10]. Dostupné z: <<http://144.206.159.178/ft/718/606850/12599105.pdf>>

[6] NAKATA, T.; KOMAZAKI S.; KOHNO Y.; TANIGAWA H. *Tensile Property Evaluation by Stress and Strain Analyses of Small Punch Test Specimen Using Finite Element Method* [online]. 2010 [cit. 2012-05-10]. Dostupné z: <http://www.mmvyzkum.cz/Obr/30_Tensile%20Property%20Evulation.....pdf>

[7] ŠOHAJ, P. *Strukturní stabilita žárupevných ocelí a jejich svarů*. Brno, 2009. Vedoucí práce prof. Ing. Rudolf Foret, CSc. Dostupné z: <http://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=1435>.

Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně.

[8] HÄTTESTRAND, M.; SCHWIND, M.; ANDRÉN, Hans-Olof. *Materials Science and Engineering A: Microanalysis of two creep resistant 9-12% chromium steels* [online]. 1998, s. 27-36 [cit. 2012-05-10]. Dostupné z: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509398005322>>

[9] ENNIS, P. J. The Significance of Microstructural Changes and Steam Oxidation for the Service Life of Chromium Steel Components. In: *Creep & Fracture in High Temperature Components: Design & Life Assessment*. Germany, 2005, s. 279-287. ISBN 1-932078-49-5.

- [10] MARTÍNEK, P. *Mikrostruktura a žárovevné vlastnosti svarového spoje oceli P92*. 2009, 8 s. Dostupné z: [http://old.fst.zcu.cz/files_web/FST/SP_FST\(SVOC\)/2009/sbornik/PapersPdf/Ing/Martinek_Petr.pdf](http://old.fst.zcu.cz/files_web/FST/SP_FST(SVOC)/2009/sbornik/PapersPdf/Ing/Martinek_Petr.pdf)
- [11] SAWADA, K.; KUBO, K.; a ABE, F.: *Materials Science and Technology: Contribution of coarsening of MX carbonitrides to creep strength degradation in high chromium ferritic steel*. Maney Publishing, 2003, vol. 19, no. 6. Dostupné z: <http://www.ingentaconnect.com/content/maney/mst/2003/00000019/00000006/art00009>
- [12] DVOŘÁČEK, O. *Modelování fázového složení žárupevných ocelí a jejich spojů*. Brno, 2009. Dostupné z: http://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=19103.
Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce Ing. Jan Vít, Ph.D.
- [13] KREJČÍ, L. *Studium přechodových oblastí heterogenních svarových spojů*. Ostrava, 2010. Dostupné z: <http://dspace.vsb.cz/handle/10084/83378>. Disertační práce. VŠB - Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, Katedra mechanické technologie. Vedoucí práce doc. Ing. Ivo Hlavatý, Ph.D.
- [14] Kolektiv autorů. *Materiály a jejich svařitelnost. Učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. Ostrava : Zeross, 2001. ISBN 80-85771-85-3.
- [15] SVOBODOVÁ, M. *Žárovevné oceli pro energetiku a jejich degradace* [online]. 2011 [cit. 2012-05-11]. Dostupné z: <http://147.32.10.3/JUVEMATTER/Prezentace/Svobodova.pdf>
- [16] 09 Creep.doc. [Online] <ime.fme.vutbr.cz/files/vyuka/GS0/09%20-%20Creep.doc>
- [17] MATHIAZHAGAN, P.; KHANNA, A. S. The Arabian Journal for Science and Engineering. Effect of water vapor on the oxidation behavior of modified low alloy steels at high temperatures [online]. 2009, vol. 34, no. 2C [cit. 2012-05-17]. Dostupné z: http://ajse.kfupm.edu.sa/articles/342C_P.13.pdf
- [18] VON HAGEN, I.; BENDICK, W. Creep resistant ferritic steels for power plants [online]. [cit. 2012-05-17]. Dostupné z: http://www.cbmm.com.br/portug/sources/techlib/science techno/table_content/sub_4/images/pdfs/040.pdf
- [19] KIM, B. J.; JEONG, C. S.; LIM B. S. Evaluation on high temperature fracture behavior in P92 steel weldment for power plant [online]. [cit. 2012-05-17]. Dostupné z: <http://sem-proceedings.com/05s/sem.org-2005-SEM-Ann-Conf-s150p2-Evaluation-High-Temperature-Fracture-Behavior-P92-Steel-Weldment.pdf>

[20] CHOVEL, C.; GALAND, E.; LEDUEY, B. Effect of various Factors on Toughness in P92 SAW Weld Metal. Competence: The technical journal of Oerlikon welding and cutting expertise [online]. 2009, May, s. 5-12 [cit. 2012-05-17]. Dostupné z:

<http://www.oerlikon-online.de/download/deutsch/competence_oerlikon_4.pdf>

[21] Advances In Materials Technology for Fossil Power Plants: Proceedings from the Fourth International Conference. R. Viswanathan, D. Gandy, K. Coleman. Head Island, South Carolina: ASM International, 2005, 1364 s. ISBN 0871708183.

[22] SODOMKA, P. Problematika řešení creepu v MKP. [online]. [cit. 2012-05-17].

Dostupné z: <<http://www.technickevypocty.cz/files/clanky/ProblematikaCreepu.pdf>>

[23] HAJDÍK, J. Svařitelnost a vlastnosti svarových spojů 9 - 12% Cr modifikovaných žárupevných ocelí. Ostrava. Dostupné z:

<https://dspace.vsb.cz/bitstream/handle/10084/90341/HAJ084_FS_P2301_2303V002_2011.pdf?sequence=1>. Disertační práce. VŠB-Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, Katedra mechanické technologie. Vedoucí práce doc. Ing. Ivo Hlavatý, Ph.D.

[24] Základní termodynamické pojmy. In: [online]. [cit. 2012-05-17]. Dostupné z:

<<http://tzs.kmm.zcu.cz/pojmy2.pdf>>

[25] Creep. In: [online]. [cit. 2012-05-17]. Dostupné z:

<http://ime.fme.vutbr.cz/files/vyuka/GS0-K/07_MS6K.ppt>

[26] HALD, J. Microstructure and long-term creep properties of 9-12% Cr steels. International Journal of Pressure Vessels and Piping [online]. 2007, vol. 85, issue 1-2, s. 30-37 [cit. 2012-05-17]. Dostupné z:

<<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0308016107000634>>

[27] SKLENIČKA, V.; KUCHAROVÁ, K.; SVOBODA, M.; KLOC, L.; BURŠI J.; KROUPA, A. Long-term creep behavior of 9-12% Cr power plant steels. Materials Characterization [online]. 2003, vol. 51, issue 1, s. 35-48 [cit. 2012-05-17]. Dostupné z:

<<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S104458030300192X>>

[28] ELARBI, Y. M. Weldability of high Cr and 1 % tungsten alloyed creep resistant martensitic steel [online]. 2008 [cit. 2012-05-17]. Dostupné z:

<http://www.omikk.bme.hu/collections/phd/Gepeszmernoki_Kar/2009/Yousef_Mosbah_El_arbi/ertekezes.pdf>. Dissertation of Ph.D. Budapest University of Technology and Economics, Faculty of Mechanical Engineering, Department of Materials Science and Engineering. Vedoucí práce Br. Béla Palotás.

- [29] Mechanisms of Creep, and Creep-resistant Materials: metals and ceramics - dislocation creep, diffusion creep; creep in polymers; designing creep-resistant materials. In: ASHBY, M. F.; JONES, D. R. H. Engineering materials 1: An introduction to their properties and application. Oxford: Elsevier Science, 1996, s. 187-196. 2nd. ed. ISBN 0 7506 3081 7.
- [31] Creep kovů a viskoelastické chování polymerů. In: [online]. [cit. 2012-05-17]. Dostupné z: <[http://wood.mendelu.cz/cz/sections/Props/files/verejny/MVD/Strnadel%20-%20Teorie%20materialoveho%20inzenyrstvi%20+%20nomogramy%20\(CZ\)/06%20-%20Creep%20kovu%20a%20viskoelasticke%20chovani%20polymeru.doc](http://wood.mendelu.cz/cz/sections/Props/files/verejny/MVD/Strnadel%20-%20Teorie%20materialoveho%20inzenyrstvi%20+%20nomogramy%20(CZ)/06%20-%20Creep%20kovu%20a%20viskoelasticke%20chovani%20polymeru.doc)>
- [32] ŽVAKOVÁ, N.; MOHYLA, P.; ZAPLETAL J.; PĚTROŠ, T. Charakteristika, výroba a zpracování P92, současný stav poznatků: Zpráva v rámci projektu FT-TA4/021. Ostrava, 2007.
- [33] Svařování ocelí pro energetiku. Zváranie-Svařování [online]. 1998 [cit. 2012-05-17].
- [34] UVÍROVÁ, L.; MOHYLA P.; ŽVAKOVÁ, N.; a ZAPLETAL, J. Studie oprav součástí z modifikovaných chromových ocelí navařováním: Zpráva v rámci projektu FT-TA4/021. Ostrava, 2007
- [35] NĚMEC, K. Vliv vneseného tepla na vlastnosti a strukturu svarového spoje duplexní oceli [online]. Brno [cit. 2012-05-17]. Dostupné z: <http://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=26902>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojírenského inženýrství, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce doc. Ing. Ladislav Daněk, Csc.
- [36] URBAN, V. Vliv velikosti vneseného tepla na vybrané vlastnosti svaru jemnozrnné oceli [online]. Brno, 2011 [cit. 2012-05-17]. Dostupné z: <http://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=44371>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojírenského inženýrství, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Doc. Ing. Ladislav Daněk, CSC.
- [37] KŘÍŽEK, S. Nové materiály ve svařování [online]. Brno, 2008 [cit. 2012-05-17]. Dostupné z: <http://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=5093>. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojírenského inženýrství, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce doc. Ing. Ladislav Daněk, CSc.
- [38] KOUKAL, J.; ZMYDLENÝ T. Svařování I. VŠB - Technická univerzita Ostrava. Ostrava, 2005, 133 s. ISBN 80-248-0870-6.

- [39] ENNIS, P. J.; CZYRSKA-FILEMONOWICZ, A. Recent Advances in Creep Resistant Steels for Power Plant Applications. Creep resistant steels for power plant [online]. vol. 1, no. 1 [cit. 2012-05-17]. Dostupné z: <<http://www.ommi.co.uk/PDF/Articles/32.pdf>>
- [40] ABE, F. Strengthening Mechanisms in Creep of Advanced Ferritic Power Plant Steels Based on Creep Deformation Analysis. Advanced Steels [online]. 2011, s. 409-422 [cit. 2012-05-17]. Dostupné z: <http://www.springerlink.com/content/j71t8068q16116v5/>
- [41] SVOBODOVÁ, M.; DOUDA, J.; KUDRMAN, J.; SKLENIČKA, V.; KUCHAROVÁ, K. Porovnání vlastností moderních žárupevných ocelí po dlouhodobém žíhání. METAL [online]. 2007, s. 1-8 [cit. 2012-05-17]. Dostupné z: <http://www.metal2012.com/files/proceedings/metal_07/Lists/Papers/038.pdf>
- [42] ENNIS, P. J.; ZIELIŃSKA-LIPIEC, A.; CZYRSKA-FILEMONOWICZ, A. Influence of heat treatments on microstructural parameters and mechanical properties of P92 steel. In: Materials Science and Technology [online]. [cit. 2012-05-17]. Dostupné z: <<http://www.ingentaconnect.com/content/maney/mst/2000/00000016/00000010/art00018>>
- [43] HAJDÍK, J. Svařitelnost a vlastnosti svarových spojů 9-12% Cr modifikovaných žárupevných ocelí [online]. Ostrava, 2011 [cit. 2012-05-17]. Dostupné z: <https://dspace.vsb.cz/bitstream/handle/10084/90341/HAJ084_FS_P2301_2303V002_2011.pdf?sequence=1>. Disertační práce. VŠB- Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, Katedra mechanické technologie. Vedoucí práce doc. Ing. Ivo Hlavatý, Ph.D.
- [44] SONDEL, M. Studium vlastností modelovaných pásem TOO svarových spojů oceli P91. Ostrava, 2005. Disertační práce. VŠB - Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, Katedra mechanické technologie.

Seznam obrázků

Obr. 1: Vývoj ocelí	12
Obr. 2: Vývoj 9% Cr ocelí	13
Obr. 3: Hranice latěk, bloků a subzrn	16
Obr. 4: Mikrostruktura oceli P92 po austenitizaci při 970 °C po dobu 2 hodin	16
Obr. 5: Snímek TEM oceli P92 při austenitizaci	17
Obr. 6: Snímek oceli P92 při austenitizaci a následném žíhání	18
Obr. 7: Snímek karbidu $M_{23}C_6$ v oceli P92 elektronovým mikroskopem	19
Obr. 8: Snímek oceli P92 metodou TEM, austenitizované 2 h při 1070 °C, žíhané 2h při 775 °C a stárnuté 6500 h při 650 °C, ukazující precipitaci Lavesovy fáze $Fe_2(Mo,W)$	20
Obr. 9: MX karbonitridy zkoumané metodou TEM	21
Obr. 10: Rovnovážný diagram železo-chrom	23
Obr. 11: Korozní vlastnosti ocelí	25
Obr. 12: Odolnost jednotlivých ocelí proti oxidaci	26
Obr. 13: Úbytek v hmotnosti oceli P92 v závislosti na čase při oxidaci na vzduchu za teploty 600 °C	26
Obr. 14: Úbytek v hmotnosti oceli P92 v závislosti na čase při oxidaci na vzduchu za teploty 700 °C	27
Obr. 15: Úbytek v hmotnosti oceli P92 v závislosti na čase při oxidaci na vzduchu za teploty 800 °C	27
Obr. 16: Utváření oxidické vrstvy na povrchu oceli P92 sledované metodou SEM	28
Obr. 17: Oxidická vrstva vznikající v 9% Cr ocelích v páře při 650 °C	28
Obr. 18: Zvyšování účinnosti elektráren v závislosti na parametrech páry	30
Obr. 19: Zvyšování efektivity tepelných elektráren v závislosti na nových materiálech ...	31
Obr. 20: Výsledek EBSD analýzy mikrostruktury tepelně ovlivněné oblasti 130ppmB oceli P92	32
Obr. 21: Průměrné hodnoty meze tečení v N/mm^2 po 100000 h	32
Obr. 22: Creepová křivka	33
Obr.23: Odolnost proti tečení oceli P92	34
Obr. 24: Síly působící na precipitát	35
Obr.25: Mechanismus dislokačního creepu	35
Obr. 26: Mechanismus difuzního creepu	36
Obr. 27: Deformační mapy	37
Obr. 28: Mechanismy inicializace lomu při creepu	38

Obr. 29: Srovnání rozmezí parametrů při svařování pro jednotlivé typy ocelí	39
Obr. 30: Teplotní režim při svařování oceli P92	40
Obr. 31 Závislost doby ochlazování $t_{8/5}$ a rychlosti chladnutí $v_r(T)$ na průběhu teplotního cyklu	42
Obr. 32 Průběh teplotních cyklů	43
Obr. 33 Dvojměrné teplotní pole v nekonečném plechu	44
Obr. 34 Trojměrné teplotní pole	45
Obr. 35 Vliv teplotního cyklu na strukturu svarového spoje	47
Obr. 36 Bruska Tegrapol-35 (vlevo) a světelný mikroskop Neophot 21 (vpravo).....	50
Obr. 37 Rozměry desky pro provedení zkušebních svarů	50
Obr. 38 TOO při obloukovém svařování obalenou elektrodou $\phi 2,5$	50
Obr. 39 Detail TOO při obloukovém svařování obalenou elektrodou $\phi 2,5$	51
Obr. 40 Makrostruktura TOO při obloukovém svařování obalenou elektrodou $\phi 2,5$	51
Obr. 41 TOO při obloukovém svařování obalenou elektrodou $\phi 3,2$	52
Obr. 42 Detail TOO při obloukovém svařování obalenou elektrodou $\phi 3,2$	52
Obr. 43 Makrostruktura TOO při obloukovém svařování obalenou elektrodou $\phi 3,2$	53
Obr. 44 TOO svařování metodou TIG.....	53
Obr. 45 Detail TOO oblasti svaru při svařování metodou TIG	54
Obr. 46 Makrostruktura při svařování metodou TIG.....	54
Obr. 47: Rozměry desky s navrtanými otvory pro termočlánky.....	55
Obr. 48 Detail obrábění děr pro termočlánky frézou $\phi 4$ mm	56
Obr. 49: Termočlánky s keramickou kapilárou	57
Obr. 50: Termočlánky přivařené kondenzátorovou odporovou svářečkou ke dnu díry	57
Obr. 51: Připojení kompenzačního vedení do měřicí stanice	58
Obr. 52: Program Personal DaqView pro měření teplotních cyklů.....	58
Obr. 53: Ohřev desky odporovou dečkou	59
Obr. 54: Zkušební deska číslo 1 svařovaná elektrodou o $\phi 3,2$ mm	59
Obr. 55: Zkušební deska číslo 2 svařovaná metodou TIG a elektrodou o $\phi 2,5$ mm	59
Obr. 56 Průběh teplotních cyklů při svařování elektrodou o $\phi 2,5$ mm	60
Obr. 57: Termočlánek číslo T1 (vzorek 4.1) při svařování elektrodou o $\phi 2,5$ mm.....	61
Obr. 58: Termočlánek číslo T3 (vzorek 4.3) při svařování elektrodou o $\phi 2,5$ mm.....	61
Obr. 59: Termočlánek číslo T5 (vzorek 4.5) při svařování elektrodou o $\phi 2,5$ mm.....	61

Obr. 60: Průběh teplotních cyklů při svařování elektrodou o $\phi 3,2$ mm – strana s menší tloušťkou materiálu pod svarem	62
Obr. 61: Termočlánek číslo T1 (vzorek 1.1) při svařování elektrodou o $\phi 3,2$ mm - strana s menší tloušťkou materiálu pod svarem	63
Obr. 62 Průběh teplotních cyklů při svařování elektrodou o $\phi 3,2$ mm – strana s větší tloušťkou materiálu pod svarem	63
Obr. 63: Termočlánek T3 (vzorek 2.3) při svařování elektrodou o $\phi 3,2$ mm – strana s větší tloušťkou materiálu pod svarem	64
Obr. 64: Termočlánek T5 (vzorek 2.5) při svařování elektrodou o $\phi 3,2$ mm – strana s větší tloušťkou materiálu pod svarem	64
Obr. 65: Termočlánek T8 (vzorek 2.8) při svařování elektrodou o $\phi 3,2$ mm – strana s větší tloušťkou materiálu pod svarem	65
Obr. 66: Průběh teplotních cyklů při svařování metodou TIG	65
Obr. 67: Teplotní cyklus termočláneku T2 (vzorek 3.2) při svařování metodou TIG	66
Obr. 68: Teplotní cyklus termočláneku T5 (vzorek 3.5) při svařování metodou TIG	66
Obr. 69: Teplotní cyklus termočláneku T6 (vzorek 3.6) při svařování metodou TIG	67
Obr. 70: Teplotní cyklus termočláneku T7 (vzorek 3.2) při svařování metodou TIG	67
Obr. 71: Prášek a roztok Dentacrylu.....	68
Obr. 72: Zalévání vzorků do pryskyřice Dentacryl	68
Obr. 73: Svarový kov oceli P92 – vzorek 2.8	69
Obr. 74: Hranice ztavení oceli P92 – vzorek 4.3	69
Obr. 75: Přejechod TOO a ZM oceli P92 – vzorek 2.3	70
Obr. 76: Makrostruktura vzorku 4.2 svařovaného el. $\phi 2,5$ mm – termočlánek č. 2	70
Obr. 77: Makrostruktura vzorku 4.3 svařovaného el. $\phi 2,5$ mm – termočlánek č. 3	71
Obr. 78: Makrostruktura vzorku 2.3 svařovaného el. $\phi 3,2$ mm – termočlánek č. 3	71
Obr. 79: Makrostruktura vzorku 2.8 svařovaného el. $\phi 3,2$ mm – termočlánek č. 8	72
Obr. 80 Makrostruktura vzorku 3.6 svařovaného metodou TIG – termočlánek č. 6.....	72

Seznam tabulek

Tabulka 1 Orientační šířky jednotlivých pásem TOO	47
Tabulka 2 Délka TOO při svařování obalenou elektrodou ϕ 2,5.....	51
Tabulka 3 Délka TOO při svařování obalenou elektrodou ϕ 3,2.....	52
Tabulka 4: Délka TOO při svařování metodou TIG.....	55
Tabulka 5 Parametry svařování – elektroda ϕ 2,5	60
Tabulka 6: Parametry naměřených teplotních cyklů – elektroda 2,5 mm	60
Tabulka 7: Parametry svařování – elektroda ϕ 3,2; menší tloušťka materiálu pod svarem	62
Tabulka 8 Parametry naměřených teplotních cyklů – elektroda 3,2 mm (strana s menší tloušťkou materiálu pod svarem)	62
Tabulka 9: Parametry svařování – elektroda ϕ 3,2; větší tloušťka materiálu pod svarem..	63
Tabulka 10: Parametry naměřených teplotních cyklů – elektroda 3,2 mm (strana s větší tloušťkou materiálu pod svarem)	64
Tabulka 11: Parametry svařování – svařování metodou TIG	65
Tabulka 12 Parametry naměřených teplotních cyklů – metoda TIG	66
Tabulka 13: Návrh středních teplot pro jednotlivá pásma.....	74
Tabulka 14: Průměrné hodnoty pásem u jednotlivých metod svařování.....	74
Tabulka 15: Charakteristiky pro modelování pásem TOO - elektroda ϕ 2,5 mm	75
Tabulka 16: Charakteristiky pro modelování pásem TOO - elektroda ϕ 3,2 mm	75
Tabulka 17: Charakteristiky pro modelování pásem TOO – metoda TIG	75